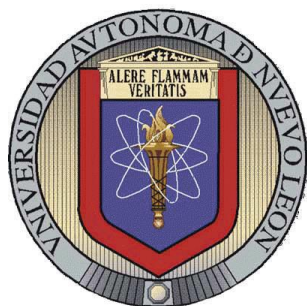


UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**EFFECTO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO EN LA DIFRACCIÓN DE
RAYOS X EN ALEACIONES VACIADAS DE ALUMINIO
UTILIZADAS EN LA INDUSTRIA AUTOMOTRIZ**

TESIS

**EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS
DE LA INGENIERÍA AUTOMOTRIZ**

QUE PRESENTA EL

ING. MARCO ANTONIO DELGADO LÓPEZ

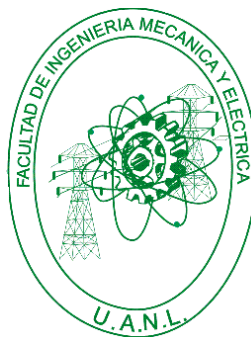
CD. UNIVERSITARIA

NOVIEMBRE DE 2014

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**EFFECTO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO EN LA DIFRACCIÓN DE
RAYOS X EN ALEACIONES VACIADAS DE ALUMINIO
UTILIZADAS EN LA INDUSTRIA AUTOMOTRIZ**

TESIS

**EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS
DE LA INGENIERÍA AUTOMOTRIZ**

QUE PRESENTA EL


ING. MARCO ANTONIO DELGADO LÓPEZ

CD. UNIVERSITARIA


NOVIEMBRE DE 2014

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**

Los miembros del Comité de Tesis recomendamos que la tesis **“EFECTO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO EN LA DIFRACCIÓN DE RAYOS X EN ALEACIONES VACIADAS DE ALUMINIO UTILIZADAS EN LA INDUSTRIA AUTOMOTRIZ”** realizada por el alumno Marco Antonio Delgado López con número de matrícula **1651387** sea aceptado para su defensa como opción al grado de Maestra en Ciencias de la Ingeniería Automotriz



Dr. Rafael Colás Ortiz.
Asesor



Dr. Sergio Haro Rodríguez
Revisor

Dr. Alejandro Gonzalez Villareal
Revisor

El comité de tesis
Vo. Bo.

Dr. Simón Martínez Martínez
Subdirector de estudios de posgrado

San Nicolás de los Garza, Nuevo León, Noviembre de 2014.

Dedicatoria:

A Dios por brindarme salud, fortaleza y sabiduría para alcanzar este logro.

A mis padres Antonio Delgado y Maricela López por todo su amor, sus consejos, por haberme forjado desde pequeño con los mejores valores y por siempre impulsarme a seguir alcanzando metas.

A mi hermano Julio Cesar por ser mi ejemplo de entrega, trabajo y superación. A mi hermana Maricela por todo su cariño y apoyo, y por hacerme siempre ameno el tiempo que paso a su lado.

A mi novia Gaby, con la que he vivido momentos inolvidables y porque en todo momento me ha demostrado su apoyo y confianza para seguir superándome.

Agradecimientos

A la Universidad Autónoma de Nuevo León (UANL) y la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica por darme la oportunidad de integrarme a la maestría en ciencias de la ingeniería automotriz.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por su apoyo económico durante la maestría.

Al Dr. Rafael Colas por brindarme su tiempo y asesorarme en la realización de mi trabajo.

Al Dr. Sergio Haro por su amistad, por sus consejos y por todo su tiempo que aportó para la realización de mi trabajo.

A la empresa Nemak, en especial al Dr. Alejandro González por brindarme el material necesario para poder realizar mi trabajo de investigación.

A la Dra. Tania Berber por todo el apoyo y seguimiento de nuestros proyectos.

Al Dr. Pancho y Javi por su apoyo durante el trabajo de investigación y por su amistad.

A mi primo Oscar Delgado, a mi tía Isabel, su esposo Álvaro, a mi tía Lupe, por estar siempre al pendiente de mí y hacerme parte de sus familias durante mi estancia, en verdad gracias por todo.

A todos mis compañeros y amigos que forme durante la maestría, gracias por todos los momentos, pláticas, risas, idas al sierra, etc.

A mis amigos de antaño, a Olmo, por todos los momentos vividos, por los consejos y por la motivación. A mis amigos de la Universidad por su apoyo y su amistad sincera, a Alonso, Luis, Vincen, Memo, Mauricio y Charly. A mi primo y hermano Luis por su gran amistad y por mostrarme su apoyo en todo momento.

A mis tías y tíos: Pepa, Evangelina, Beto, Miguel y Chuy por sus pláticas motivacionales y por impulsarme siempre a seguir creciendo.

A todos ustedes en verdad muchas gracias.

ÍNDICE

ÍNDICE	5
RESUMEN	8
 CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN	 10
 CAPÍTULO 2. METALURGÍA DE LAS ALEACIONES DE COLADA DE ALUMINIO	 13
2.1 Introducción	13
2.2 Solidificación	13
2.2.1 Nucleación Homogénea	14
2.2.2 Nucleación Heterogénea	15
2.2.3 Crecimiento Cristalino	16
2.2.3.1 Crecimiento Dendrítico	16
2.3 Aleaciones de aluminio	17
2.3.1 Designación de aleaciones de aluminio	18
2.3.2 Efecto de los elementos de aleación	19
2.3.3 Modificación de eutéctico Al-Si	22
2.3.3.1 Modificación con sodio.	23
2.3.3.2 Modificación con estroncio.	23
2.3.4 Refinamiento de grano	24
 CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE ALEACIONES DE ALUMINIO	 25
3.1 Tratamiento térmico en Aleaciones de aluminio	25
3.1.1 Tratamiento de solución	26
3.1.2 Enfriamiento Rápido	26

3.1.3 Sistema de designación para tratamiento térmico en aleaciones de aluminio	27
3.1.4 Tratamiento de envejecido o endurecimiento por precipitación	28
3.2 Sistema de aleación Al-Cu	30
3.3 Sistema de aleación Al-Si-Mg	30
CAPÍTULO 4. DIFRACCIÓN DE RAYOS X	32
4.1 Principios Básicos	32
4.2 Parámetros microestructurales que influyen la morfología de difracción de rayos X	34
4.3 Antecedentes de investigación	35
CAPÍTULO 5. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	37
Antecedentes	37
5.1 Diseño de experimento	39
5.2 Diagrama de flujo experimental	40
5.3 Tratamiento térmico T6 y T7	41
5.4 Determinación de dureza y microdureza	45
5.5 Preparación metalográfica	46
5.6 Difracción de rayos X	47
CAPÍTULO 6. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS.	48
Introducción	48
6.1 Análisis químico	48
6.2 Aleación 206	49
6.2.1 Resultados de microdureza	49
6.2.2 Caracterización Microestructural	50
6.2.3 Determinación DRX	54

6.3 Aleación 319	58
6.3.1 Resultados de microdureza	58
6.3.2 Caracterización Microestructural	58
6.3.3 Determinación DRX	62
6.4 Aleación A356	65
6.4.1 Resultados de microdureza	65
6.4.2 Caracterización Microestructural	65
6.4.3 Determinación DRX	69
6.5 Aleación A356 + Cu	73
6.5.1 Resultados de microdureza	73
6.5.2 Caracterización Microestructural	73
6.5.3 Determinación DRX	77
6.6 Comportamiento general de las aleaciones	81
Introducción	
6.6.1 Resultados generales de dureza	81
6.6.2 Resultados generales de parámetro de red	83
CAPÍTULO 7. CONCLUSIONES	88
7.1 Conclusiones	88
7.2 Recomendaciones	89
REFERENCIAS	90
Lista de Figuras	93
Lista de Tablas	97
Anexo 1. Graficas de microdureza y dureza de cada aleación.	99
Anexo 2. Difracciones particulares de cada aleación y condición.	101

RESUMEN

En el presente trabajo de investigación se analizaron cuatro aleaciones de aluminio que se utilizan en la industria automotriz, principalmente en elementos del motor como cabezas y monoblock, que están sujetas a trabajar bajo condiciones de alta presión y temperatura.

Por lo anterior el desarrollo de este trabajo se consideró de gran impacto, ya que consiste en evaluar el efecto del tratamiento térmico de envejecido sobre la difracción de rayos X, esto con el fin de observar el desplazamiento de la posición angular 2θ para los planos $\{311\}$ característico de la matriz de aluminio, el cual brindará información sobre un aumento o disminución del parámetro de red, lo que podrá asociarse con la distorsión y cambio dimensional de las aleaciones estudiadas. Dichos cambios dimensionales deberán de ser mínimos para que puedan cumplir con las tolerancias de diseño de los componentes de cabezas de motor y monoblocks.

Para ello se analizaron las aleaciones 206, 319, A356 y A356+0.5Cu, se obtuvieron muestras que fueron previamente vaciadas en moldes de arena sílice, que cuenta con una templadera de hierro en la parte inferior para generar una solidificación direccional. Se obtuvieron muestras con un espaciamiento dendrítico secundario (EDS) de 16 a 21 μm , esto con el fin de evaluar zonas claves como la cámara de combustión.

Se obtuvieron muestras seccionadas de cada aleación y posteriormente se procedió a realizar los tratamientos térmicos de envejecido a las 4 diferentes aleaciones, variando los parámetros que indica la literatura de tiempo de solubilización empleando dos temperaturas de envejecido, 170 y 240°C, con tiempos de envejecido desde 1 a 100 hrs.

Se realizaron pruebas de microdureza y dureza a las muestras envejecidas y de acuerdo a la microdureza obtenida se seleccionaron para su evaluación en DRX.

Se evaluó la difracción de rayos X analizando de 77 a 80° en 2θ , para observar determinar los cambios en la posición angular del pico característico $\{311\}$ de la matriz de aluminio.

Los resultados muestran que la microdureza tiene su comportamiento típico conforme al tiempo de envejecido, presentando un aumento en las primeras horas y posteriormente reduciendo el valor debido al sobre-envejecimiento de las aleaciones. En cuanto a los resultados de difracción de rayos X se observó una disminución en la posición angular del pico característico $\{311\}$ de la matriz de aluminio en las aleaciones Al-Cu (206 y 319), provocando un aumento en su parámetro de red. Mientras que la aleación Al-Si-Mg (A356) presenta un aumento en la posición angular del pico de matriz de aluminio $[311]$ y por consecuente una disminución en el parámetro de red. La aleación Al-Si-Mg-Cu (A356+Cu)

presentó una disminución en posición angular del pico de matriz de aluminio [311] a temperatura de envejecido de 170°C, provocando un aumento en el parámetro de red, mientras que para la temperatura de envejecido de 240°C se presentó un aumento en la posición angular, teniendo una disminución en el parámetro de red.

CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN

El aluminio es un material de considerable importancia en la actualidad, a la vez que de uso múltiple. Sin duda es el metal, después del acero, que se utiliza con mayor frecuencia, siendo de destacar el hecho de que el periodo comprendido desde los comienzos de su obtención y utilización industrial hasta el empleo masivo del metal en la actualidad apenas abarca 100 años. [1]

Hoy en día más de varias decenas de aleaciones de aluminio son usadas en diferentes áreas de la manufactura y tecnología, como la industria automotriz. En la gran mayoría de las aleaciones de aluminio se utilizan principalmente cuatro elementos aleantes: magnesio, cinc y cobre, como metales, y el silicio como semiconductor. Se denominan elementos básicos o principales, debido a que estos son introducidos a las aleaciones de aluminio en relativamente grandes cantidades y definen su microestructura y propiedades. [2]

En general a la mayoría de los componentes fabricados de aluminio se les brindan distintos tratamientos térmicos con el fin de mejorar sus propiedades mecánicas, uno de los tratamientos térmicos principales es el de envejecido, el cual busca modificar las propiedades mecánicas. Uno de los tratamientos más usados es el T7 (sobre-envejecido), el cual sacrifica una porción de la resistencia y dureza que se obtienen en el tratamiento de envejecido T6, para lograr una etapa avanzada de precipitación, el cual reduce cambios dimensionales durante la temperatura elevada de operación normal.

Los principales sistemas de aleación de aluminio tratables térmicamente son los siguientes:

- Sistema de aluminio-cobre con endurecimiento por Al_2Cu (2xx)
- Sistema de aluminio-magnesio-silicio con endurecimiento por Mg_2Si (3xx y 6xx)
- Sistema de aluminio-magnesio-cinc con endurecimiento por Zn_2Mg (7XX)
- Sistema de aluminio-litio con endurecimiento por Al_3Li [3]

Las aleaciones comerciales de aluminio de la serie 2xx y 3xx son las más empleadas para la producción de componentes automotrices, esto por su elevada resistencia, obtenida principalmente por la precipitación de compuestos de cobre (Al_2Cu) y siliciuro de magnesio (Mg_2Si) en forma fina y dispersa en toda la estructura.

La serie 2xx se caracteriza por poseer las aleaciones vaciadas con mayor resistencia, debido a la precipitación y dispersión de compuestos intermetálicos que dan estabilidad y resistencia aun a elevadas temperaturas de trabajo, se

utilizan principalmente para la producción de pistones diésel y monoblocks de aviones.

De este grupo, la aleación 206 en particular se utiliza en aplicaciones en donde altos valores de resistencia a la tensión y resistencia al impacto se requieren, como en el caso de la industria militar y aeroespacial.

Las aleaciones 3xx son las más utilizadas en la industria de la fundición de aluminio debido a su excelente capacidad de fluidez necesaria para llenar cavidades complejas y a su resistencia, que se obtiene del endurecimiento por dispersión de compuestos intermetálicos producidos durante el envejecimiento. Los sistemas más comunes de esta familia son Al-Si-Cu-Mg, los cuales son tratables térmicamente. Las aleaciones 3xx son capaces de soportar las presiones y temperaturas de los motores de alto rendimiento y es por eso que se emplean para la fabricación de pistones, cabezas y monoblocks.

La difracción de rayos X es una técnica que sirve para determinar la estructura detallada de un material, es decir, permite conocer la posición que ocupan los átomos, iones o moléculas que lo forma. Debido a este ordenamiento se pueden determinar propiedades tanto físicas como químicas de los materiales. Así mismo permite abordar la identificación de fases cristalinas (puesto que todos los sólidos cristalinos poseen su difractograma característico) tanto en su aspecto cualitativo como cuantitativo. [4]

En el presente trabajo se pretende observar el efecto del tratamiento térmico de precipitación sobre la difracción de rayos X en los sistemas de aleaciones de Al-Cu (2xx) y Al-Si-Cu-Mg (3xx) principalmente.

Objetivos

General: Evaluar el efecto del tratamiento térmico de envejecido sobre la posición angular del pico de difracción {311} de la matriz de aluminio en aleaciones de aluminio vaciadas.

Particulares:

- Evaluar el efecto del envejecido sobre la microestructura y dureza de las aleaciones 206, 319, A356 y A3456+Cu.
- Evaluar el efecto del envejecido y sobre-envejecido en el parámetro de red de la matriz de Al.

Hipótesis

Los esfuerzos internos causados por la precipitación en las aleaciones de aluminio afectan la posición angular del pico de difracción característico {311} de la matriz de aluminio.

El tiempo y la temperatura son factores que afectan la secuencia de precipitación y por consiguiente determinarán los cambios que se producen en la posición angular del pico de difracción {311} de la matriz de aluminio y su parámetro de red.

La formación de precipitados en las aleaciones de aluminio 206 y 319 presentarán mayor cambio en el parámetro de red y en la posición del pico de difracción {311} de la matriz de aluminio.

El envejecimiento a las temperaturas experimentadas (170 y 240°C) con diversos tiempos de envejecimiento (de 1 a 100 hrs) permitirá observar los cambios microestructurales de relevancia en las aleaciones estudiadas y su efecto en microdureza.

CAPÍTULO 2. METALURGIA DE LAS ALEACIONES DE COLADA DE ALUMINIO

2.1 Introducción

Una de las primeras oportunidades que se tienen para controlar la estructura y las propiedades de un metal se presenta durante la solidificación del líquido fundido. Dependiendo del tipo de metal se puede llegar a controlar el tamaño y la forma de grano, así como la separación de los brazos dendríticos secundarios, con una adecuada nucleación y crecimiento mediante la inoculación o la refinación del grano, tasas adecuadas de solidificación, temperatura correcta del metal y apropiado proceso de fundición se puede lograr el adecuado endurecimiento de la aleación, un buen control en la generación de defectos como segregación y porosidad, así como la obtención de una aleación que responda satisfactoriamente al tratamiento térmico. [4]

Dentro de la industria de la fundición es indispensable tener un buen control de todas estas variables del proceso, ya que de ellas dependen directamente las propiedades mecánicas que alcanzará el material y, por lo tanto, el comportamiento que tendrá durante su operación.

2.2 Solidificación

En prácticamente todos los metales y aleaciones, así como en muchos semiconductores, compuestos, cerámicos y polímeros, el material en algún momento de su procesamiento es líquido. El líquido solidifica al enfriarse por debajo de su temperatura de solidificación. El material puede ser utilizado tal y como se solidificó o puede ser procesado posteriormente mediante trabajo mecánico o tratamiento térmico. Las estructuras producidas durante la solidificación afectan las propiedades mecánicas e influyen sobre el tipo de procesamiento posterior. En particular se puede controlar la forma y el tamaño de los granos mediante la solidificación.

Durante la solidificación, el arreglo atómico cambia de un orden de corto alcance a uno de largo alcance, es decir a una estructura cristalina. La solidificación requiere de dos pasos: *nucleación* y *crecimiento*. La *nucleación* ocurre cuando se forma una pequeña porción sólida dentro del líquido. El *crecimiento* del núcleo ocurre cuando los átomos del líquido se van uniendo al sólido hasta que acabe el líquido. [4]

2.2.1 Nucleación Homogénea

Es de esperarse que un material solidifique cuando el líquido se enfríe justo por debajo de su temperatura de fusión o congelamiento, ya que la energía asociada con la estructura cristalina del sólido en ese momento es menor que la energía del líquido. La diferencia entre la energía entre líquido y sólido es el cambio de la energía libre de volumen ΔG_v ; conforme aumenta de tamaño el sólido, ΔG_v se hace mayor. Sin embargo cuando se forma el sólido se crea una interfase entre éste y el resto de líquido, Fig. 2.1. A esta interfase se le asocia una energía libre de superficie σ , cuanto más grande sea el sólido, mayor será el incremento en energía de superficie; entonces, el cambio total de energía, ΔG_v , que se muestra en la Fig. 2.2, es:

$$\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \sigma \dots (2.1)$$

Donde $\frac{4}{3}\pi r^3$ es el volumen de un embrión esférico de radio r ; $4\pi r^2$ es el área de la superficie del mismo, σ es la energía libre de superficie y ΔG_v es el cambio de la energía libre del volumen, el cual es negativo.

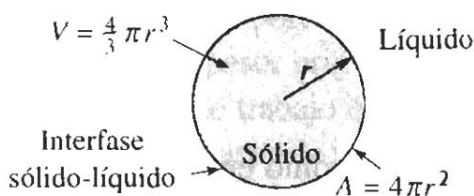


Fig. 2.1 Creación de interfase cuando se forma un sólido a partir del líquido.

Cuando el sólido es muy pequeño (menor que r^* , ver Fig. 2.2), un incremento adicional hace que aumente la energía libre. En vez de crecer, el sólido se vuelve a fundir para reducir la energía libre; entonces el metal permanece en estado líquido. Este sólido pequeño se conoce como embrión. El líquido está subenfriado ya que está por debajo de la temperatura de solidificación al equilibrio. El subenfriamiento ΔT es la temperatura de solidificación al equilibrio, menos la temperatura del líquido. Pero cuando es mayor que r^* , el crecimiento adicional hace que la energía total del sistema se reduzca, por lo que el sólido formado es estable. La nucleación ocurrió con éxito y ahora se dará el crecimiento de la partícula sólida denominada núcleo. [4]

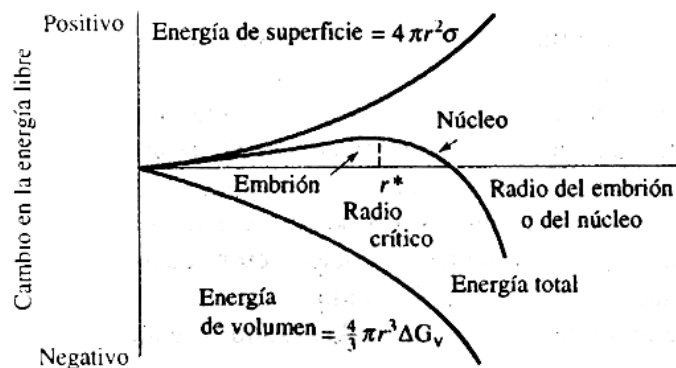


Fig. 2.2 La energía libre total de un sistema sólido - líquido cambia según el tamaño del sólido.

La *nucleación homogénea* es de poco interés en procesos normales de vaciado, ya que todos los metales y aleaciones de uso en ingeniería se nuclean heterogéneamente. [5] Mientras que la nucleación homogénea se presenta cuando el subenfriamiento (temperatura inferior a la temperatura de solidificación en equilibrio) se hace lo suficientemente grande para permitir el fenómeno y, consecuentemente, requiere una mayor energía para el desarrollo de los núcleos. [5-7]

2.2.2 Nucleación Heterogénea

En la nucleación heterogénea, el desarrollo de un nuevo cristal se realiza sobre superficies de partículas ya existentes, tales como inclusiones, capas de óxido o paredes de crisol que actúan para promover la cristalización a baja energía. [4]

El proceso de formación de cristales primarios se presenta al contacto del metal líquido con las paredes del molde frío, Fig. 2.3, en donde se presenta un subenfriamiento a una temperatura inferior a la temperatura de nucleación crítica para la partícula presente en el metal líquido, formándose, de esta manera, pequeños cristales que dan lugar a la zona de cristales equiaxiales externa. [6-8]

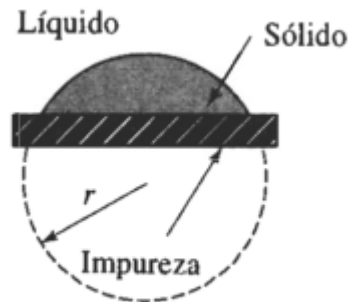


Fig.2.3 Nucleación heterogénea.

Algunas veces se introducen intencionalmente partículas de impureza en el líquido. Esta práctica se conoce como refinación de grano o inoculación. Con ésta práctica se forman pequeñas partículas de los agregados, que sirven como sitios para la nucleación heterogénea. La refinación de grano o inoculación produce gran número de granos, cada uno de los cuales empieza a crecer a partir de un núcleo. En los metales cuanto mayor sea el área superficial de los bordes de grano, mayor será el endurecimiento por tamaño de grano. [4]

2.2.3 Crecimiento Cristalino

Una vez formados los núcleos, el crecimiento ocurre conforme los átomos se integran a la superficie del sólido. La naturaleza del crecimiento del sólido dependerá de la forma en que se va extrayendo el calor del sistema. Deben extraerse dos tipos de calor: el calor específico del líquido y el calor latente de fusión. El calor específico es el calor necesario para cambiar en un grado la temperatura de una unidad de peso de material. El calor específico deberá ser eliminado primero, ya sea por radiación hacia la atmósfera circundante, o por conducción a través del molde que contiene el material, hasta que el líquido se enfríe a su temperatura de solidificación. Antes de que se complete la solidificación deberá eliminarse de la interfase sólido - líquido el calor latente de fusión. La manera en la cual se libere o retire este calor determinará el mecanismo de crecimiento de los núcleos y estructura final. [4]

2.2.3.1 Crecimiento Dendrítico

Cuando la nucleación es débil, el líquido se subenfía antes de que se forme el sólido Fig. 2.4. Bajo estas condiciones, una protuberancia sólida pequeña, llamada *dendrita* se forma y se crea en la interfase, conforme crece la dendrita,

el calor latente de fusión pasa al líquido subenfriado, elevando su temperatura hacia la temperatura de solidificación. En los troncos de las dendritas primarias también pueden crecer brazos secundarios y terciarios para acelerar la liberación del calor latente de transformación.

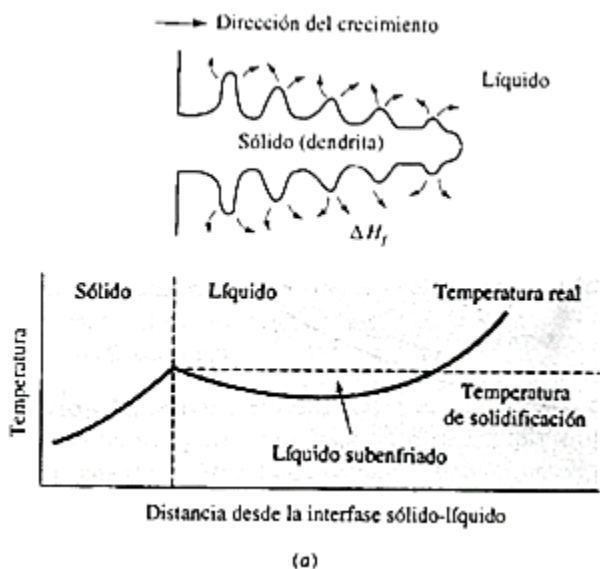


Fig. 2.4 Crecimiento dendrítico en la interfase.

El crecimiento dendrítico continúa hasta que el líquido subenfriado alcanza la temperatura de solidificación. Cualquier líquido restante se solidificará entonces mediante el mecanismo de crecimiento planar. La diferencia entre crecimiento planar y dendrítico ocurre debido a las distintas formas de disipar el calor latente. El recipiente o molde debe absorber el calor en el crecimiento planar, mientras que en el crecimiento dendrítico el calor es absorbido por el líquido subenfriado. [4]

2.3 Aleaciones de aluminio

Las propiedades mecánicas, físicas y químicas de las aleaciones de aluminio dependen de su composición y microestructura. La adición de elementos seleccionados al aluminio puro en gran medida mejora sus propiedades y utilidad. Es por eso que la mayoría de las aplicaciones del aluminio utiliza aleaciones teniendo uno o más elementos como principal aleante. Los elementos aleantes principales son cobre, magnesio, silicio, manganeso y zinc, de igual manera otros elementos son introducidos en menores cantidades como refinadores de grano y para desarrollar algunas otras propiedades especiales. La

cantidad total de estos elementos pueden constituir arriba del 10% de la composición de la aleación. También se encuentran impurezas en las aleaciones de aluminio pero estas solo varían en un porcentaje por debajo del 0.15% en peso. [9]

Es conveniente dividir las aleaciones de aluminio en dos grandes categorías, aleaciones trabajadas y de vaciado. La consideración más importante en la diferenciación entre aleaciones trabajadas y vaciadas es la capacidad de colada. Así pues las aleaciones de colada constituyen del 85% al 90% del total de partes de fundición de aluminio. Las aleaciones de colada más comunes y sus composiciones químicas se muestran en la Tabla 2.1. Las aleaciones de aluminio contienen al silicio como principal elemento de aleación, ya que éste ofrece una excelente colabilidad, buena resistencia a la corrosión y pueden ser maquinadas y soldadas con relativa facilidad. [10]

Tabla 2.1 Aleaciones de colada de aluminio – silicio más comunes

Aleación	Elementos (% En peso)					
	Si	Cu	Mg	Fe	Zn	Otros
319.0	6.0	3.5	<0.10	<1.0	<1.0	
332.0	9.5	3.0	1.0	1.2	1.0	
355.0	5.0	1.25	0.5	<0.06	<0.35	
A 356.0	7.0	<0.20	0.35	<0.2	<0.1	0.05 Be
A 357.0	7.0	<0.20	0.55	<0.2	<0.1	
380.0	8.5	3.5	<0.1	<1.3	<3.0	0.15 Sn
383.0	10.0	2.5	0.1	<1.3	3.0	0.35 Sn
384.0	11.0	2.0	<0.3	1.3	<3.0	0.1 Mg
390.0	17.0	4.5	0.55	<1.3	<0.1	
413.0	12.0	<0.1	<0.10	<2.0		
443.0	5.25	<0.3	<0.05	<0.8	<0.5	

2.3.1 Designación de aleaciones de aluminio

Aunque los sistemas utilizados para identificar los grupos de aleaciones de aluminio de fundición no están internacionalmente estandarizadas, ya que cada nación ha desarrollado su propia nomenclatura. En los Estados Unidos de América la Asociación de Aluminio adoptó un sistema de tres dígitos para identificar las aleaciones de aluminio de fundición.

1xx.x: Composición controlada sin alear
2xx.x: Cobre principal elemento aleante
3xx.x: Aleaciones aluminio silicio con magnesio o cobre
4xx.x: Aleaciones binarias Al – Si
5xx.x: Magnesio principal elemento aleante
6xx.x: Sin usar
7xx.x: Zinc principal elemento aleante
8xx.x: Estaño principal elemento aleante.
9xx.x: Sin usar

En el tipo de designación *1xx.x* el segundo y tercer dígito indica el contenido de aluminio mínimo (99.00% o mayor). El dígito que está a la derecha del punto decimal, indica la forma del producto, 0 para piezas y 1 para lingotes.

En los grupos de aleación de *2xx.x* a *9xx.x* los segundos dos dígitos no tienen significado específico, ya que sirven solo para identificar diferentes aleaciones en el grupo. El último dígito a la derecha del punto decimal identifica la forma del producto. [24]

2.3.2 Efecto de los elementos de aleación

Los elementos de aleación juegan un rol importante en las aleaciones de aluminio, ya que incrementan la resistencia de la aleación. El efecto de endurecimiento se logra por solución sólida y, en algunos casos, por la dispersión de segundas fases que proveen una mayor dureza. Una consideración importante es que los elementos de aleación afectan la fluidez durante el llenado de moldes. [11]

La influencia de los elementos de aleación en el aluminio son los siguientes:

Cinc: No se reportan beneficios por la adición del Cinc al aluminio. Sin embargo, en aleaciones que contienen Cu o Mg, mejora la respuesta al endurecimiento por tratamiento térmico o natural.

Cobre: Aumenta de manera notable la resistencia a la tracción y la dureza, tanto en condiciones de extrusión como tratado térmicamente. Las aleaciones que contienen de 4 a 6% Cu tienen una respuesta más efectiva al tratamiento térmico. Por lo general, al cobre reduce la resistencia a la corrosión y, en ambientes muy específicos en ciertos tipos de aleaciones, induce a la corrosión bajo tensión. Las adiciones de cobre reducen la resistencia al agrietamiento en caliente y disminuye la colabilidad en piezas fundidas.

Hierro: Es altamente soluble en estado líquido pero virtualmente insoluble (0.04% Fe) a temperatura ambiente. Por ello aparece como compuestos intermetálicos insolubles, siendo los más comunes Al_3Fe , Al_6FeMn y $\alpha AlFeSi$. Mejora la resistencia al agrietamiento en caliente, la resistencia a la fluencia a altas temperaturas y disminuye la tendencia a la adhesión en fundición a presión. El hierro refina el grano en los lingotes de fundición. Un incremento en el contenido de hierro aumenta la resistencia mecánica pero disminuye notablemente la ductilidad por la presencia de las segundas fases. En presencia de altos contenidos de hierro, dichas fases afectan adversamente la colabilidad y las características de alimentación de las piezas fundidas.

Magnesio: Mejora notablemente la resistencia y la dureza en las aleaciones Al-Si tratadas térmicamente normales o en aquellas más complejas que tienen elementos como el Cu, Ni y otros elementos. La fase endurecible responsable de la mejora de la dureza es el Mg_2Si y exhibe una alta solubilidad hasta un máximo de 0.7% Mg. Por encima de esta concentración no ocurre endurecimiento posterior, por efecto del ablandamiento de la matriz de aluminio. Las aleaciones binarias Al-Mg se utilizan ampliamente cuando se requiera un acabado superficial brillante, buena resistencia a la corrosión y una excelente combinación entre resistencia y ductilidad. Las composiciones entre 4 a 10% Mg son tratables térmicamente, cuya desventaja principal es la inestabilidad en las características de envejecimiento a temperatura ambiente. Las aleaciones Al-4Cu-1Mg se caracterizan por precipitar el compuesto Al_2CuMg , responsable del endurecimiento por precipitación de dichas aleaciones.

Manganeso: Incrementa la resistencia mecánica sea por solución sólida o por finos precipitados intermetálicos. No altera la resistencia a la corrosión. Se usa en la fundición para corregir la forma acicular de los precipitados aciculares ricos en hierro y disminuir su efecto fragilizante, aunque promueve una estructura fibrosa en los lingotes. En forma de precipitados finos previene el crecimiento del grano en la recristalización. Se encuentra que el manganeso incrementa la sensibilidad al agrietamiento de las aleaciones tratables térmicamente. Hasta 1.25% Mn es el principal aleante en las aleaciones del tipo 3xxx. Con grandes deformaciones plástica, estos materiales exhiben una aceptable embutibilidad.

Níquel: Se emplea conjuntamente con el cobre para mejorar las propiedades a altas temperaturas. También reduce el coeficiente de expansión térmica.

Silicio: El efecto más notable del silicio en el aluminio es mejorar las características del colado, mejorando la fluidez, la resistencia al agrietamiento en caliente y las características de la alimentación de las piezas fundidas. Las aleaciones comerciales Al-Si varían desde composiciones hipoeutécticas hasta cerca del 25% Si. El silicio forma un eutéctico con el aluminio a 577° y 11.7%Si

(Fig.2.5). Para procesos de colado con velocidades lentas de solidificación se prefieren los rangos de 5 a 7 % Si, para moldes permanentes se recomienda 7 a 9 % Si y para fundición a presión, que inducen altas velocidades de enfriamiento, 8 a 12% Si. Se recomienda mayores cantidades de eutéctico para propósitos de alimentación de la pieza a medida que aumenta la velocidad de enfriamiento. Las adiciones de silicio disminuyen la densidad y el coeficiente de expansión térmica.

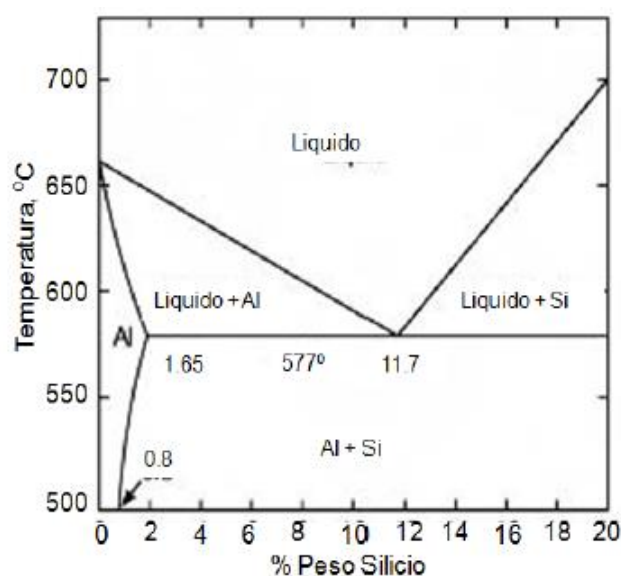


Figura. 2.5 Diagrama de fase Al-Si

Los niveles típicos en aleaciones de fundición comunes son:

Bajo silicio	4-6% Si
Medio silicio	7.5-9.5% Si
Aleaciones eutécticas	10-13% Si
Aleaciones hipereutécticas	16% Si

Estaño: Mejora las características antifricción y la maquinabilidad. Debido a esto, se utiliza en aleaciones destinadas a cojinetes. El estaño puede influenciar la respuesta al endurecimiento de ciertas aleaciones de aluminio.

Titanio: Refina la estructura del grano del aluminio, usualmente adicionado como boruro de titanio, TiB_2 , preferiblemente en concentraciones mayores que la estequiométrica. Reduce la tendencia al agrietamiento. [12]

2.3.3. Modificación de eutéctico Al-Si

La producción de elementos a partir de aleaciones vaciadas de aluminio requieren características específicas del metal, ya que dependiendo del funcionamiento de las piezas se establecen ciertos requerimientos de resistencia y ductilidad, resistencia a la corrosión y el tipo de tratamiento térmico. Por ello es necesario realizar una serie de tratamientos al metal líquido para asegurar que cumpla con las propiedades y características específicas para cada sistema.

El eutéctico Al-Si es irregular, y el silicio es la fase principal en las aleaciones sin modificar. Sin embargo la morfología del silicio puede ser modificado a una estructura fibrosa a través de un tratamiento de modificación, el cual mejora las propiedades mecánicas de la aleación. La modificación del eutéctico Al-Si de una forma de hojuela a una estructura fibrosa fina de silicio se puede lograr de dos maneras diferentes; por la adición de ciertos elementos (modificación química) o por una velocidad de enfriamiento rápido (modificación por temple). Los elementos más comúnmente utilizados en la industria son el estroncio (Sr) y el sodio (Na). [13]

La mayoría de las aleaciones utilizadas en la industria contienen un porcentaje de silicio del 5 al 12%, y cuando son empleadas estas aleaciones sin modificar se forman cristales en forma de placas en una mezcla eutéctica durante la solidificación. Fig. 2.6. a). Esta forma en particular en placas le brinda a la aleación una disminución en las propiedades mecánicas, especialmente en la ductilidad y resistencia, de igual manera disminuyen la fluidez del metal.

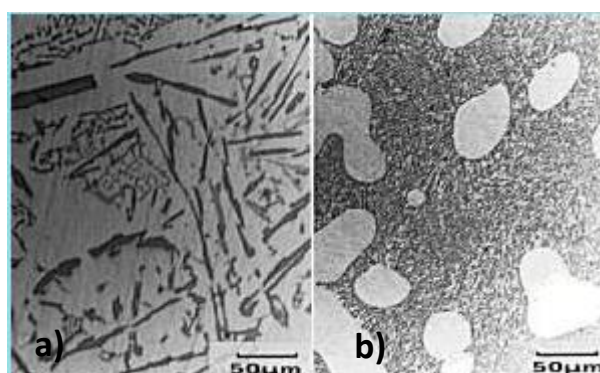


Fig. 2.6 Modificación de eutéctico Al-Si, a) placas sin modificar,
b) estructura fibrosa modificada [13]

Si se modifica la aleación de aluminio, se obtiene una estructura fibrosa del eutéctico, se forma una mejor estructura que brinda una mejora en las propiedades mecánicas, especialmente la ductilidad. Fig. 2.6. b). [14]

Las fibras del silicio son imperfectas cristalográficamente y cada irregularidad se convierte en un sitio potencial para que se lleve a cabo la solidificación del metal, condición requerida para el crecimiento en forma de ramificación. Así pues las fibras del eutéctico modificado son capaces de doblarse y dividirse para crear una estructura fina.

La diferencia principal entre el silicio modificado y el no modificado radica en la cantidad de maclas con que cuenta, esta diferencia en la densidad de maclas es causada por la adición de un porcentaje mínimo de refinador. [15]

2.3.3.1. Modificación con sodio.

El sodio y el estroncio son conocidos por la influencia de modificación sobre el silicio eutéctico que puede lograr durante la solidificación. El sodio es probablemente el modificador más potente, pero sus efectos son transitorios debido a la oxidación, también es un elemento muy reactivo y puede quemar la aleación durante su adición a ésta, por tanto es difícil tener un control estricto del nivel de adición. [16]

La adición de sodio al aluminio fundido crea turbulencia que puede resultar en un incremento de hidrógeno y en retener altos niveles de óxido. Los niveles de sodio residuales en el aluminio fundido deben de estar en márgenes entre 0.001 a 0.002% para que la modificación sea eficaz. [14, 17]

2.3.3.2 Modificación con estroncio.

El estroncio es un aditivo para las aleaciones Al-Si, mejora las propiedades mecánicas, especialmente la resistencia, dispersa la porosidad ya que modifica el silicio eutéctico, produciendo una estructura fina. La diferencia entre el uso del estroncio y otros agentes modificadores se debe a la efectividad de éste por largos periodos de tiempo durante el metal fundido, además la modificación con estroncio puede sobrevivir a repetidas fundiciones. El estroncio ofrece claras ventajas como: adición segura, mejor recubrimiento y deja a la aplicación libre de humos. [18]

Se puede conseguir una modificación completa con un nivel de estroncio de alrededor de 0.01% y en algunos casos con tan solo 0.005%. Las adiciones excesivas no producen exceso de modificación aun en contenidos superiores al 0.1%, pero deben de evitarse para evitar la formación de compuestos intermetálicos como Al-Sr-Si.

La velocidad de solidificación y el contenido de silicio de la pieza fundida puede influir en la adición de estroncio necesario, ya que a mayores velocidades de

solidificación se necesita menos estroncio para una modificación satisfactoria, en comparación de una velocidad baja. [14-17]

2.3.4 Refinamiento de grano

Todas las aleaciones de aluminio pueden solidificar con una estructura de grano fina total equiaxial debido al uso de adiciones de refinadores de grano. Las adiciones más usuales como refinadoras son las aleaciones maestras de titanio, boro o titanio y boro en aluminio. Los refinadores de aluminio-titanio generalmente contienen de 3 a 10% de Ti, el mismo rango de titanio es usado para los refinadores Al-Ti-B, con un porcentaje en boro del 0.2 al 2.5%. [19]

Entre menor sea el tamaño de grano, mejor es la calidad de las piezas ya que ayuda a que se llene mejor las piezas en áreas de rechupe, además el refinamiento mejora considerablemente las propiedades mecánicas.

En general se considera que los cristales de $TiAl_3$ son los principales responsables del mecanismo de refinamiento de grano en aleaciones con un contenido arriba del 0.15%Ti en su composición, es decir dentro del rango peritético, (Fig. 2.7.), donde esta adición favorece la relación cristalográfica, las partículas de $TiAl_3$ reaccionan con el líquido en enfriamiento debajo de 665°C de acuerdo a la reacción peritética. (Ec.3.1) [14, 20]

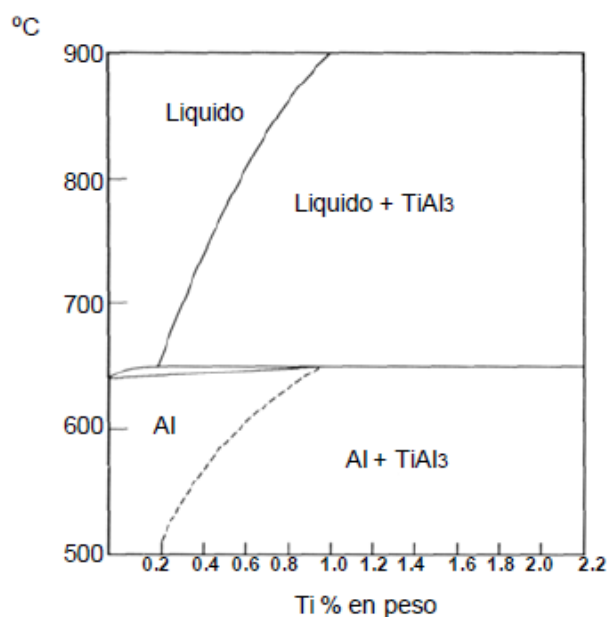
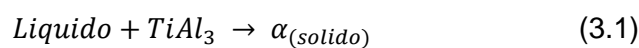


Fig. 2.7 Diagrama de fase Al-Ti [14]

CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE ALEACIONES DE ALUMINIO

3.1 Tratamiento térmico en aleaciones de aluminio

En general un tratamiento térmico se define como cualquier operación de calentamiento o enfriamiento con la finalidad de modificar las propiedades mecánicas, microestructura o los esfuerzos residuales en un producto. La función se resume a desarrollar las propiedades mecánicas balanceadas necesarias de la pieza.

El tratamiento térmico consta de un temple y envejecimiento, consiste en mantener la pieza u aleación a la temperatura ambiente durante algunos días (envejecido natural) o unas cuantas horas a temperatura elevada (envejecido artificial), después de haber sido calentada a temperatura de solubilizado.

Debido a la presencia de elementos de aleación, la microestructura de las aleaciones en condición de fundición no es homogénea. Lo anterior puede explicar la segregación de la red eutéctica de dichos elementos aleantes, presentándose además en diferentes concentraciones a lo largo de toda la pieza vaciada debido a la solidificación fuera de equilibrio. La microestructura homogénea es deseable para distribuir los elementos de aleación en la matriz y lograr propiedades uniformes.

El tratamiento térmico puede modificar ciertas fases presentes ya sea por esferoidización o disolución, formando nuevas fases o cambiando la morfología de la estructura precipitada. Los tratamientos de esferoidización, al igual que los de modificación, permiten variar la forma y la distribución de los cristales de silicio eutéctico. La esferoidización se produce al calentar las muestras a temperaturas altas, próximas a la temperatura eutéctica 500-550°C durante tiempos prolongados. La evolución del silicio depende de la estructura de partida y de la temperatura de tratamiento elegida. Así pues, el tratamiento de esferoidización puede potenciar las características mecánicas de la aleación aumentando la plasticidad y el alargamiento, sin pérdida de la resistencia mecánica.

En general las propiedades mecánicas de las aleaciones Al-Si se mejoran con la esferoidización de la fase eutéctica rica en silicio y por el endurecimiento por precipitación, pero frecuentemente el tratamiento térmico que se selecciona mejora la propiedad de interés más importante a expensas de lo demás. [21]

3.1.1 Tratamiento de solución

El objetivo del tratamiento en solución es el de disolver las fases constituyentes y enriquecer la solución sólida con la máxima cantidad de elementos endurecedores solubles. Pero si la aleación es calentada por arriba de la línea de sólidos, existen sobrecalentamientos que producen una fusión parcial de las fases presentes, especialmente en los límites de grano.

Durante el tratamiento de solución, la estructura eutéctica rica en silicio es visiblemente afectada, esto se debe a que los procesos de difusión afectan su estructura generando superficies redondas y gruesas, por lo cual aumenta el espaciamiento entre estas partículas. A este fenómeno se le llama esferoidización y puede mejorar la ductilidad y tenacidad a la fractura. [22]

Así mismo durante el tratamiento en solución se tiene un incremento en el número de vacancias las que aumentan exponencialmente con la temperatura. Esto aumenta la rapidez de disolución de precipitados debido a que el coeficiente de difusión de cualquier elemento sustitucional será proporcional a la concentración de vacancias.

3.1.2 Enfriamiento Rápido

La solución sólida formada durante el tratamiento en solución se debe enfriar rápidamente para mantener la solución sobresaturada de los elementos endurecedores a temperatura ambiente. Una disminución en la velocidad de enfriamiento genera la formación de precipitados gruesos, perdiéndose parcialmente el efecto para el endurecimiento por precipitación.

Entre 240 y 460°C, la concentración de los solutos en la solución sólida de Al α disminuye por precipitación o difusión en los límites de grano; por lo anterior, el temple es necesario para retener las altas concentraciones de los solutos en la matriz formando así una solución sólida sobresaturada que mejora ampliamente la resistencia. [22-23]

Normalmente las temperaturas de temple de las aleaciones de aluminio se mantienen entre 65 y 90°C y así realizar la mayor solución posible con el menor grado de distorsión debido al choque térmico. Esto permite tener un bajo nivel de esfuerzos residuales internos. Previendo el aumento de temperatura en lugares difíciles durante los primeros segundos de temple se recomienda agitar las partes o el medio de temple. Esto evita la formación de las bolsas de vapor en la superficie de la pieza. En ocasiones también se recomienda enfriamiento lento durante el temple para minimizar los esfuerzos residuales [21, 24]

Durante el templado también se retiene la alta concentración de vacancias, lo que genera dos efectos importantes en las primeras etapas del envejecido.

Primero las vacancias en exceso forman lentamente bandas de dislocaciones o modifican la forma de las ya existentes. Estos sitios son lugares propicios para la nucleación de precipitados de Al-Cu de transición. El segundo efecto generado es el de incrementar la velocidad de difusión de soluto y con ello la rapidez de formación de precipitados.

Si una aleación se temple desde diferentes temperaturas en solución, y es envejecida a una misma temperatura, la velocidad inicial de formación de precipitados será más alta en las muestras templadas a partir de las temperaturas más altas en solución; al interrumpir un temple en una temperatura intermedia se genera una nueva concentración en equilibrio y la rapidez de transformación es reducida. También al reducir la rapidez de enfriamiento se tiene un tiempo mayor para que las vacancias se pierdan durante el temple en las dislocaciones y en los límites de grano.

3.1.3 Sistema de designación para tratamientos en aleaciones de aluminio

La designación del tratamiento se coloca después de la designación de la aleación, separando ambas por un guion. La designación de los tratamientos básicos consiste de letras y sus subdivisiones, cuando se requiere, se indican por uno o más dígitos a continuación de la letra correspondiente.

- F Estado bruto. Es el material tal como sale del proceso de fabricación.
- O Recocido. Se aplica a materiales tanto de trabajo como de fundición que han sufrido un recocido completo.
- O1 Recocido a elevada temperatura y enfriamiento lento.
- O2 Sometido a tratamiento termomecánico.
- O3 Homogeneizado Esta designación se aplica a los alambrones y a las bandas de colada continua, que son sometidos a un tratamiento de difusión a alta temperatura.
- W Solución tratada térmicamente. Se aplica a materiales que después de recibir un tratamiento térmico quedan con una estructura inestable y sufren envejecimiento natural.
- H Estado de trabajado. Viene con materiales a los que se ha realizado un endurecimiento por deformación.
- H1 Endurecimiento por deformación hasta obtener el nivel deseado y sin tratamiento posterior.
- H2 Endurecido por exceso por deformación y recocido parcial para recuperar suavidad sin perder ductilidad.
- H3 Acritud y estabilizado
- H4 Acritud y lacado o pintado.
- T Denomina a materiales que han sido endurecidos por tratamiento térmico con o sin endurecimiento por deformación posterior.

Las designaciones de W y T se aplican a aleaciones de aluminio de trabajo o fundición que sean termotratables.

Existen variantes del estado T, se les añaden dos dígitos, estos son específicos para cada producto y se usan para estado de alivio de tensiones en productos fabricados mediante el proceso de trabajado, mientras que para aleaciones de fundición se emplea un solo dígito.

- T1 Enfriado desde un proceso de fabricación realizado a una elevada temperatura y envejecido de forma natural
- T2 Enfriado desde un proceso de fabricación realizado a una alta temperatura, trabajada en frío y envejecido de forma natural.
- T3 Solución tratada térmicamente, trabajada en frío y envejecida a temperatura ambiente hasta alcanzar una condición estable.
- T4 Solución tratada térmicamente y envejecida hasta alcanzar una condición estable.
- T5 Enfriado desde un proceso de fabricación a alta temperatura, envejecida artificialmente.
- T6 Solución tratada térmicamente y envejecida artificialmente. Son designados de esta forma los productos que después de un proceso de conformado a alta temperatura (moldeo o extrusión) no son endurecidos en frío sino que sufren un envejecimiento artificial.
- T7 Solución tratada térmicamente y sobreenvejecida para su completa estabilización.
- T8 Térmicamente tratada por disolución, trabajada en frío y envejecida artificialmente.
- T9 solución tratada térmicamente, envejecida artificialmente y trabajada en frío.
- T10 Enfriado desde un proceso de fabricación realizado a una elevada temperatura, trabajado en frío y envejecido artificialmente hasta una condición sustancialmente estable. [14]

3. 1.4 Tratamiento de envejecido o endurecimiento por precipitación

El objetivo de este tratamiento es el de incrementar la resistencia de las aleaciones de aluminio por precipitación de partículas finamente dispersas en la matriz dúctil α . Estos precipitados uniformemente distribuidos obstruyen el movimiento de las dislocaciones, por lo tanto la resistencia de las aleaciones de aluminio es incrementada por el mecanismo de endurecimiento por precipitación. El endurecimiento por precipitación puede ser aplicado para incrementar la resistencia de las aleaciones de aluminio si éstas forman una solución sólida con fase homogénea a elevadas temperaturas y disminuye la solubilidad con la reducción de la temperatura. Fig. 3.1.

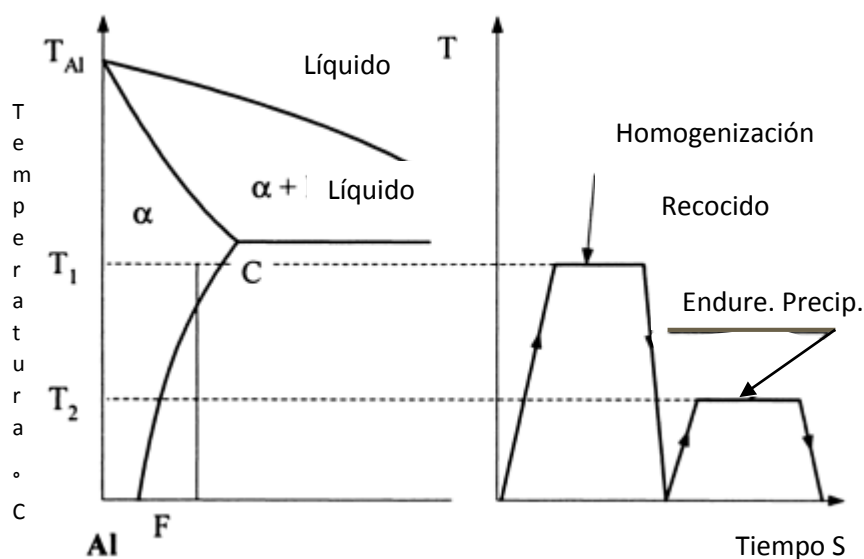


Fig.3.1 Diagrama teórico para el análisis de endurecimiento por precipitación de las aleaciones de aluminio

El primer paso del endurecimiento por precipitación es siempre la homogeneización proporcionada por la solución sólida homogénea α . El propósito es el de disolver completamente los precipitados segregados. La solución sólida homogénea α se alcanza por el calentamiento de la aleación a la zona- α homogénea y manteniéndose a esa temperatura hasta que toda la aleación se transforma a una solución sólida homogénea α . Ya que la homogeneización es un proceso de difusión, la temperatura debe de seleccionarse lo suficientemente alta para reducir el tiempo requerido para completar el proceso. En la práctica significa una temperatura (señalada como T_1 en la Fig.3.4.) por encima del límite de solubilidad CF, pero por debajo de la temperatura eutéctica para evitar efectos indeseados, como fusión y engrosamiento de grano.

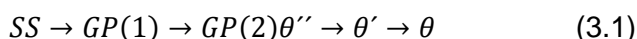
Después de la homogeneización el siguiente paso es el enfriamiento rápido a temperatura ambiente. El objetivo de enfriar rápido es el de evitar la segregación y formar una solución sobresaturada α' .

El endurecimiento por precipitación es el siguiente paso, también se le conoce con el nombre de envejecido. Los precipitados finamente dispersados son considerados como una condición necesaria para lograr excelentes propiedades de resistencia. Si el enfriamiento desde la zona de solución sólida homogénea α ocurre lento, los precipitados serán localizados sobre las fronteras de grano y estarán más grandes y tendrán distribución menos uniforme, provocando una disminución en la resistencia.

Ya que la solución sólida sobresaturada α' no es una fase en equilibrio la precipitación de compuestos metálicos y consecuentemente el incremento en resistencia en ciertas aleaciones puede ocurrir incluso a temperatura ambiente, a este caso se le conoce como envejecido natural. Sin embargo el envejecido natural es un proceso lento que puede tardar meses o incluso años para que ocurra. Por tanto en la práctica el envejecido es llevado a cabo a alta temperatura, tomando el nombre de envejecido artificial. La temperatura usual para llevar a cabo este envejecido es a un cuarto de la temperatura de homogeneización. [25,26]

3.2 Sistema de aleación Al-Cu

En este tipo de aleaciones el endurecimiento se observa a temperatura ambiente, debido a la concentración de átomos de cobre que forman zonas de Guinier-Preston, llamadas GP (1). Esto consiste en dos regiones dimensionales ricas en cobre en forma de disco, orientadas paralelamente al plano $\{100\}$. El diámetro de las zonas es estimado de 3 a 5 nm (30 a 50 Å) y éste no varía con el tiempo de envejecido a temperatura ambiente. La secuencia de estructura en aleaciones aluminio-cobre es la siguiente:



A temperaturas superiores de 100°C (212°F), las zonas GP (1) se disipan y son remplazadas por estructuras designadas GP (2). La fase de transición θ' , es una fase estable que tiene la misma composición y exhibe coherencia con la solución sólida de la red, se forma después la zona GP (2), pero coexiste con ella en cierto rango de tiempo y temperatura. La etapa final en la secuencia es la transformación de θ' en la fase no coherente de equilibrio θ ($CuAl_2$). [27]

3.3 Sistema de aleación Al-Si-Mg

Este sistema es el más básico de los sistemas de aleación tratables térmicamente usadas tanto en trabajado y fundición. Estas aleaciones combinan favorables características como alta resistencia, baja sensibilidad al temple y buena resistencia a la corrosión.

El diagrama de fases de equilibrio es relativamente fácil y muy estable. El sistema es pseudobinario $Al - Mg_2Si$ con la relación magnesio-silicio de 1.73 (% en peso). El eutéctico es a 585°C (1100°F). La composición en el eutéctico líquido es a 8.15% en peso de magnesio y 4.75% en peso de silicio, en equilibrio con solución sólida de aluminio contiene 1.13% en peso de magnesio y 0.67% en peso de silicio ($\approx 1.85\%$ en peso de Mg_2Si). Las reacciones de precipitación en

este sistema de aleación se muestran en la siguiente secuencia bajo circunstancias normales:

$SSS \rightarrow$ barras semicoherentes $\beta''//\{001\}_{Al} \rightarrow$ agujas semicoherentes $\beta''//\{001\}_{Al} \rightarrow$ placas semicoherentes $\beta//\{001\}_{Al}$ β incoherente Mg_2Si (3.2)

En la Tabla 3.1 se presenta un resumen la secuencia de precipitación de los principales sistemas de aleaciones. [27]

Tabla 3.1 Secuencia de precipitación.

Sistema	Precipitado	Característica
Al-Cu	Zona GP	Coherente, metaestable en forma de discos.
	θ'' o GP2	Coherente, metaestable.
	θ' Al_2Cu	Semicoherente, metaestable, estructura tetragonal.
	θ Al_2Cu	Incoherente, estable, estructura tetragonal centrada en el cuerpo
Al-Si	Silicio	Estructura cubica de diamante.
Al-Mg-Si	Zona GP	Coherente, metaestable en forma de agujas.
	β''	Semicoherente, metaestable, en forma de agujas, estructura hexagonal.
	β' Mg_2Si	Semicoherente, metaestable, en forma de barras, estructura hexagonal.
	β Mg_2Si	Incoherente, estable en forma de placas, estructura cubica centrada en las caras.

CAPÍTULO 4. DIFRACCIÓN DE RAYOS X

4.1 Principios Básicos.

La difracción de rayos X es una técnica que principalmente permite identificar fases cristalinas con base en picos que satisfacen la ley de Bragg. Una manera sencilla de entender la difracción de rayos X en un difractómetro con la configuración Bragg-Brentano es la siguiente, si se envían rayos X de una longitud de onda dada (1.5406 Å para el cátodo de Cu) hacia un material colocado como lo muestra la Fig. 4.1, y se coloca un detector en un ángulo igual al ángulo de incidencia, entonces se producirá el efecto de difracción cada vez que se cumpla la ley de Bragg. Según esta ley si el haz de rayos X incide con un ángulo arbitrario contra un conjunto de planos cristalinos, generalmente no habría un haz reflejado, debido a que los rayos difractados por los planos del cristal deben viajar diferentes distancias y tenderán a estar fuera de fase y cancelarse entre sí. Sin embargo, a un ángulo específico conocido, como ángulo de Bragg, los rayos difractados estarán en fase debido a que la distancia que recorren será un número entero de las longitudes de onda.

Matemáticamente la ley de Bragg está representada por la ecuación (4.1)

$$n\lambda = 2d\sin\theta \quad (4.1)$$

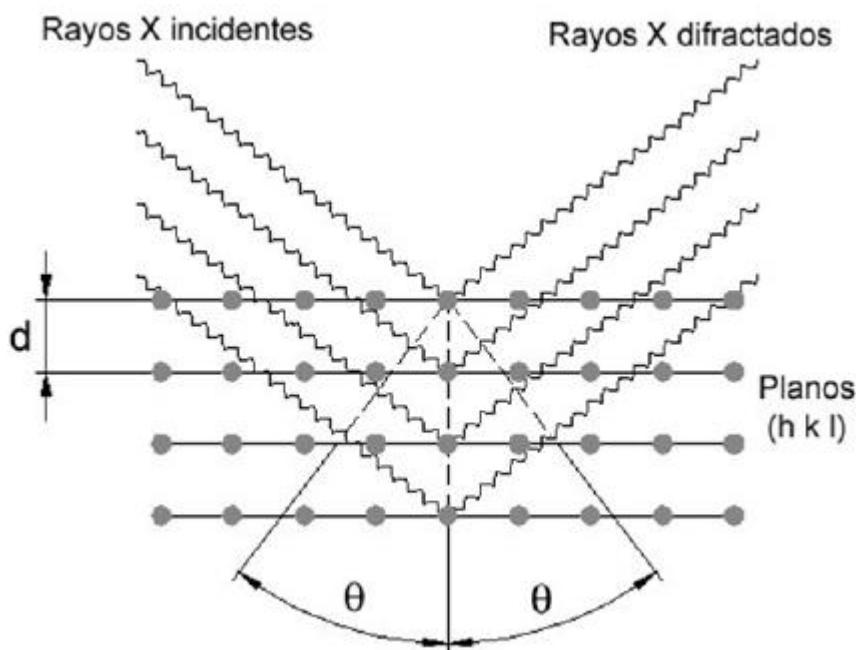


Fig.4.1. Relación entre ángulo de Bragg y la distancia entre planos atómicos.

Donde n es un número entero, λ es la longitud de onda de los rayos X, d es la distancia interplanar del cristal, θ es el ángulo de incidencia del haz de rayos X.

Los rayos difractados son recibidos por el detector y son transformados en pulsos eléctricos, con los datos obtenidos y con la ayuda de una computadora se obtienen gráficas de intensidad relativa en función del ángulo 2θ .

Los factores que afectan la intensidad relativa de los haces difractados en el caso de un haz incidente monocromático son:

Factor de Polarización. Aunque los electrones dispersan los rayos X en todas direcciones la intensidad del haz dispersado depende del ángulo de dispersión, la intensidad es máxima en la dirección el haz incidente y mínima en la dirección perpendicular a la incidente.

Factor de Estructura. La dispersión de rayos X por un átomo es la resultante de la dispersión por cada electrón. El factor de dispersión atómico, de un átomo es por tanto proporcional al n° de electrones que posee un átomo.

Factor de Multiplicidad. Este factor indica la proporción relativa de los planos que contribuyen a la misma reflexión. También se puede definir como el número de planos $\{hkl\}$ de la misma familia que tienen la misma distancia interplanar.

Factor de Lorentz. Este factor reagrupa muchos efectos que dependen del ángulo θ y que tienen influencia sobre la intensidad integral del pico de difracción. La intensidad integral corresponde a la energía total difractada por el cristal.

Factor de Absorción. El haz incidente y reflejado son parcialmente absorbidos al pasar a través del cristal. Consecuentemente, la intensidad, de la reflexión disminuye. El efecto de la absorción no depende únicamente del coeficiente de absorción del cristal, también, de la sección transversal y en el caso de polvos, de la densidad de empaquetamiento de las partículas. Conforme el ángulo θ se incrementa, el volumen de la muestra que contribuye a la reflexión también se incrementa. Por tanto el factor de absorción disminuye con un incremento del ángulo de Bragg.

Factor de Temperatura. Los efectos del incremento de temperatura son: expansión de la red cristalina, decremento en la intensidad de los picos de difracción y crecimiento en la intensidad del ruido de fondo. La agitación térmica disminuye la intensidad de un haz difractado ya que degrada la periodicidad de la red en la que se basa la ley de Bragg. Para caracterizar los picos de una difracción se introduce un factor $\exp(-2M)$ en la cual se toma en cuenta la vibración térmica de los átomos. Este factor es función de la temperatura y del ángulo θ . [28]

4.2 Parámetros microestructurales que influyen en la morfología de difracción de rayos X

Así como existen factores que afectan en la intensidad de los picos de difracción también existen factores que influyen en el ancho y la morfología de los picos de difracción. Un patrón de difracción de polvos ideal consiste en picos simétricos y delgados posicionados según la celda unitaria. Sin embargo cuando la red cristalina es imperfecta los picos de difracción de rayos X se ensanchan.

Microesfuerzos, esfuerzos internos de largo alcance, límites de grano, límites de subgrano, esfuerzos internos, deformaciones por coherencia, heterogeneidades químicas, defectos puntuales, precipitados e inclusiones, la influencia que tienen estos elementos de la microestructura sobre el perfil del pico de difracción se muestra en la Tabla 4.1

Tabla 4.1. Correlaciones más típicas entre las aberraciones de los picos de difracción y sus defectos cristalinos.

Fuente de deformación	Aberración de los picos				
	Variación de la posición	Ensanchamiento	Asimetría	Ensanchamiento anisotrópico	Forma
Dislocaciones		X	X	X	X
Error de apilamiento	X	X	X	X	X
Maclas	X	X	X	X	X
Micro esfuerzos		X			
Esfuerzos internos de largo alcance	X		X		
Límites de grano	X	X			
Límites de subgrano	X	X			
Esfuerzos internos	X				
Deformaciones por coherencia	X	X	X		
Heterogeneidades químicas	X	X	X		
Defectos puntuales					X
Precipitados e inclusiones			X		X
Tamaño de Cristalito		X		X	X

Como se puede observar en la Tabla 4.1, las aberraciones del perfil de pico de difracción pueden clasificarse de la manera siguiente:

Variación en la posición del pico. Está relacionado con los diferentes tipos de esfuerzos internos y defectos planares, especialmente errores de apilamientos y maclas.

Ensanchamiento. Está relacionado con el tamaño del cristalito y microesfuerzos. Por tanto, gradientes de esfuerzos y/o heterogeneidades químicas pueden causar también el ensanchamiento.

Asimetría. Puede ser ocasionado por esfuerzos internos de largo alcance, defectos planares o heterogeneidades químicas.

Ensanchamiento anisotrópico. Es ocasionado por la forma anisotrópica del cristalito y deformaciones anisotrópicas.

Forma. Se refiere al modo en que la intensidad decae en el ruido de fondo. [29]

4.3 Antecedentes de investigación

Debido al interés por parte de la industria automotriz de reducir tolerancias de diseño y fabricar componentes de menor tamaño para reducción de peso, es de vital trascendencia contar con un control dimensional estable para evitar mal funcionamiento en componentes.

Se han realizado Investigaciones previas con el fin de mostrar cambios dimensionales en tratamiento térmico de aleaciones de aluminio, H.Y Hunsicker en 1980 realizó pruebas dilatométricas a distintas aleaciones de aluminio durante un tiempo de 100 hrs, en donde las aleaciones con cobre mostraron un incremento dimensional, mientras que las aleaciones con magnesio y silicio no mostraron cambios significativos. Fig. 4.2

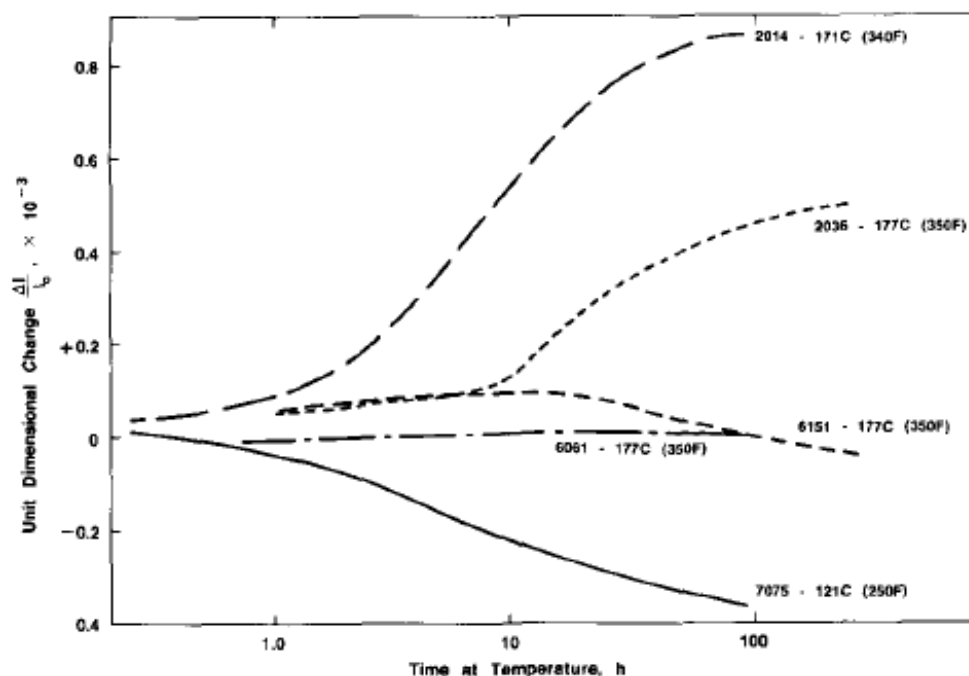


Fig. 4.2 Cambios dimensionales longitudinales y transversales de aleaciones comerciales de aluminio durante tratamiento térmico artificial de envejecido. [44]

En el 2003, José Luis Cavazos y Rafael Colás [32] estudiaron la sensibilidad del temple en aleaciones de aluminio tratadas térmicamente, particularmente barras de aluminio 6063, en donde realizaron el temple por un extremo de las barras produciéndose por un enfriamiento no constante sobre la longitud de la barra. Por medio de difracción de rayos X analizaron los cambios en la posición angular del pico característico {311} de la matriz de aluminio, observando que debido a los esfuerzos producidos por la precipitación de partículas el pico de difracción {311} aparece en distinta posición angular.

En el 2007 O. Novelo – Peralta, G. Gonzáles y G. A. Lara Rodríguez [33], realizaron una caracterización de la precipitación en aleaciones Al-Mg-Cu por medio de difracción de rayos X analizando el ensanchamiento del pico característico de difracción {311}. Concluyeron que el crecimiento de las zonas de distorsión de la matriz se dan alrededor de los precipitados, tal como fue descrito por Houska. [Houska CR. X-ray scattering from systems in early stages of precipitation. Acta Cryst 1993;a 49:771-81.]

Por lo anterior el objetivo de esta investigación se dirige a estudiar el efecto del tratamiento térmico de envejecido sobre el cambio de la posición angular del pico de difracción {311} característico de la matriz de aluminio y consecuentemente con su parámetro de red. Lo cual tiene un efecto sobre la dilatación o contracción de los componentes de aleaciones de aluminio al ser tratados térmicamente.

CAPÍTULO 5. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Antecedentes:

Para el desarrollo del presente trabajo se seleccionaron cuatro aleaciones diferentes en su condición de vaciado, 206, 319, A356 y A356+0.5Cu obtenidas de una investigación previa desarrollada por la Ing. Alma Graciela Esmeralda Gómez [30], quien realizó tratamiento térmico de envejecido hasta 300°C y posteriormente analizó microestructura y propiedades mecánicas de cada aleación. En esta investigación se utilizó un molde de arena sílice con geometría de cuña para el vaciado de muestras, se instaló una templadera de hierro gris en forma de “V” en la base del molde para promover una solidificación direccional, las dimensiones de las muestras vaciadas son mostradas en la Fig. 5.1.

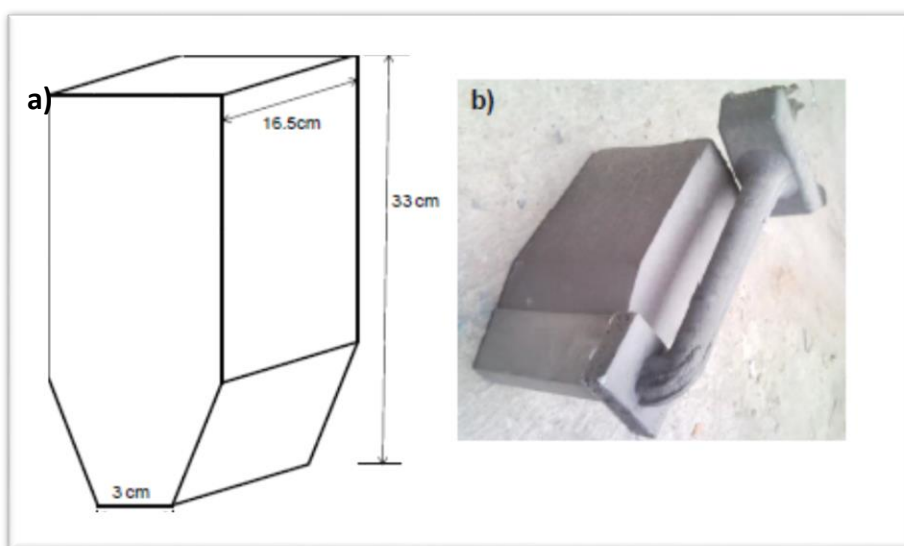


Fig.5.1 Dimensiones de molde utilizado para el vaciado de muestras, a) imagen dimensiones, b) imagen real.

Vaciado de muestras.

Para el vaciado de seis aleaciones se utilizó un horno de crisol marca thermotronic de 250kg de capacidad donde se llevó a cabo la fusión del aluminio y sus elementos de aleación a una temperatura promedio de 740°C, para corroborar que cada una de las químicas estuviera dentro de especificación antes del vaciado se tomó una muestra la cual fue analizada en un espectrómetro de chispa (LAX-7). Las composiciones químicas propuestas para cada una de las aleaciones se presentan en la Tabla.5.1. [30]

Tabla 5.1. Composición química de las aleaciones analizadas.

Aleación	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Al
206	0.02	4.9	0.31	0.15	0.2	Balance
319	7.5-8.5	3.0-4.1	0.2-0.6	0.8 max	0.5 max	Balance
A356	6.5-8	0.2 max	0.25-0.45	0.2 max	0.1 max	Balance
A356+0.5Cu	6.5-8	0.4 -0.7	0.25-0.45	0.2 max	0.1 max	Balance

Después de haber ajustado la química de manera general, se agregó titanio-boro como agente nucleante para generar un refinamiento de grano y concluir con el ajuste de la química, posteriormente se llevó a cabo la desgasificación del metal mediante la inyección del gas nitrógeno en el baño durante 15 minutos, finalmente se procedió con el vaciado de los moldes tipo cuña.

El perfil de solidificación obtenido resultó en la refinación de espaciamiento dendrítico secundario, (SDAS por sus siglas en inglés), mismo que se presenta en la Fig. 5.2 y está basado en un estudio hecho previamente en una aleación 319. [31]

Se maquinaron los lingotes en secciones de acuerdo a lo mostrado en la Fig. 5.2.

En el presente trabajo se trabajó únicamente con muestras que pertenecen a la zona 1, a la cual pertenecen las secciones 1, 2, 3 y 4 que cuentan con valores de EDS de entre 16 a 21 μ m, estas condiciones se asemejan a la cámara de combustión, en proceso de llenado por gravedad. [30].

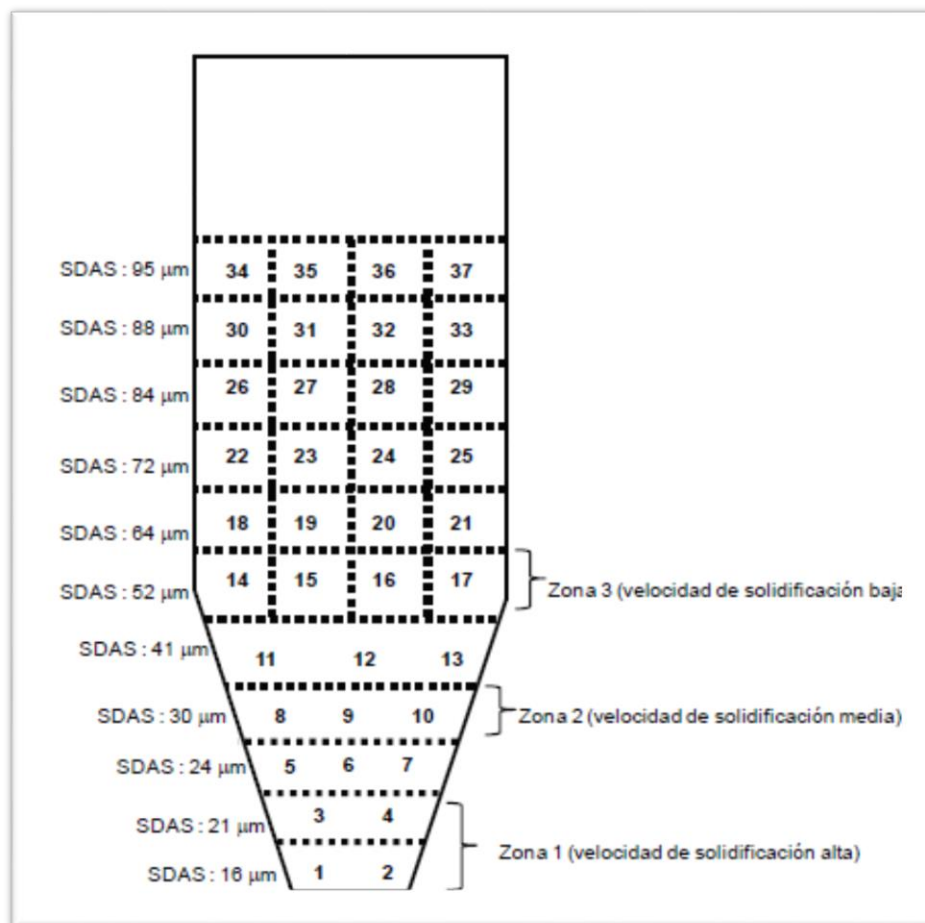


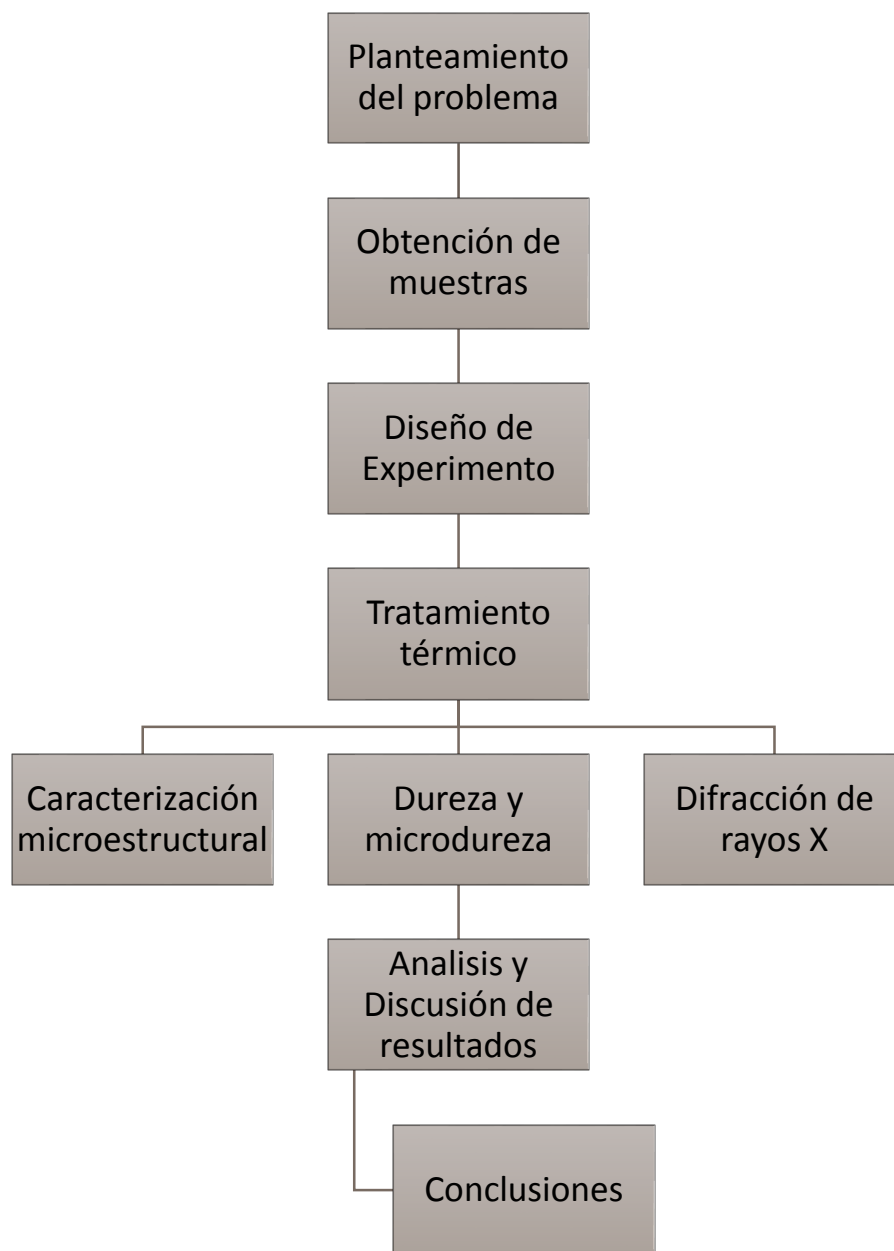
Fig.5.2 Perfil de Solidificación registrado en lingotes de las aleaciones de aluminio. [30]

5.1 Diseño de experimento

Tabla 5.2 Diseño de experimento

ALEACIÓN	Solución	Enfriamiento	Envejecido
206	495°C/ 2Hrs, 520°C/2Hrs, 535°C / 12 Hrs	Agua 90°C Aire 90-100°C/min	1 – 100 Hrs
319	495°C / 5 Hrs	Agua 90°C Aire 90-100°C/min	1 – 100 Hrs
A356	530°C / 5 Hrs	Agua 90°C Aire 90-100°C/min	1 – 100 Hrs
A356+Cu	530°C / 5 Hrs	Agua 90°C Aire 90-100°C/min	1 – 100 Hrs

5.2 Diagrama de flujo experimental



5.3 Diagrama de flujo experimental

5.3 Tratamiento térmico T6 y T7

Para esta investigación se recibieron las probetas de las diferentes aleaciones a analizar y se procedió a realizar los cortes correspondientes para obtener las muestras para la realización del tratamiento térmico.

En la figura 5.4 a) se muestran las probetas en el estado en que se recibieron y en b) las muestras seccionadas y marcadas para su análisis correspondiente.

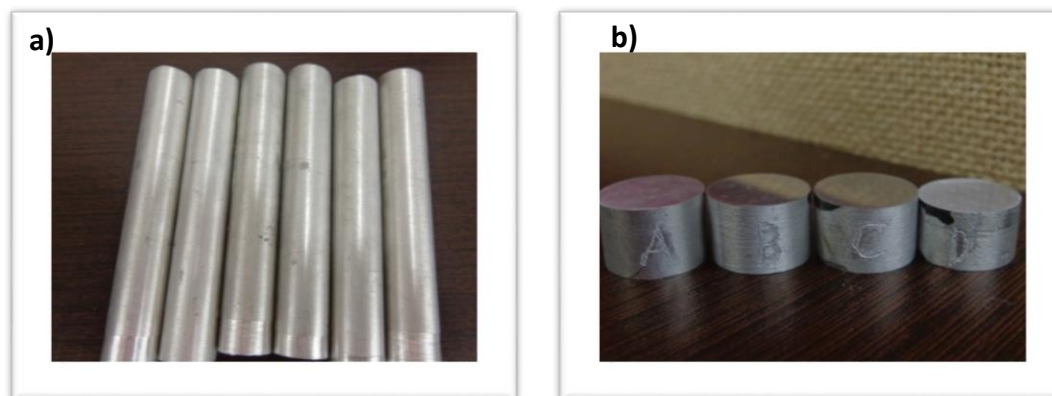


Fig. 5.4 a) Probetas de material, b) Muestras seccionadas y marcadas.

Posteriormente se procedió a realizar los tratamientos térmicos a las 4 diferentes aleaciones, variando los parámetros que indica la literatura de tiempo de solubilización y variando los tiempos de envejecido desde 1 hr hasta 100 hrs y a dos temperaturas diferentes, a 170 y a 240°C. Se presentan los esquemas utilizados y comparándolos con lo que indica la literatura (Fig. 5.5 – 5.7).

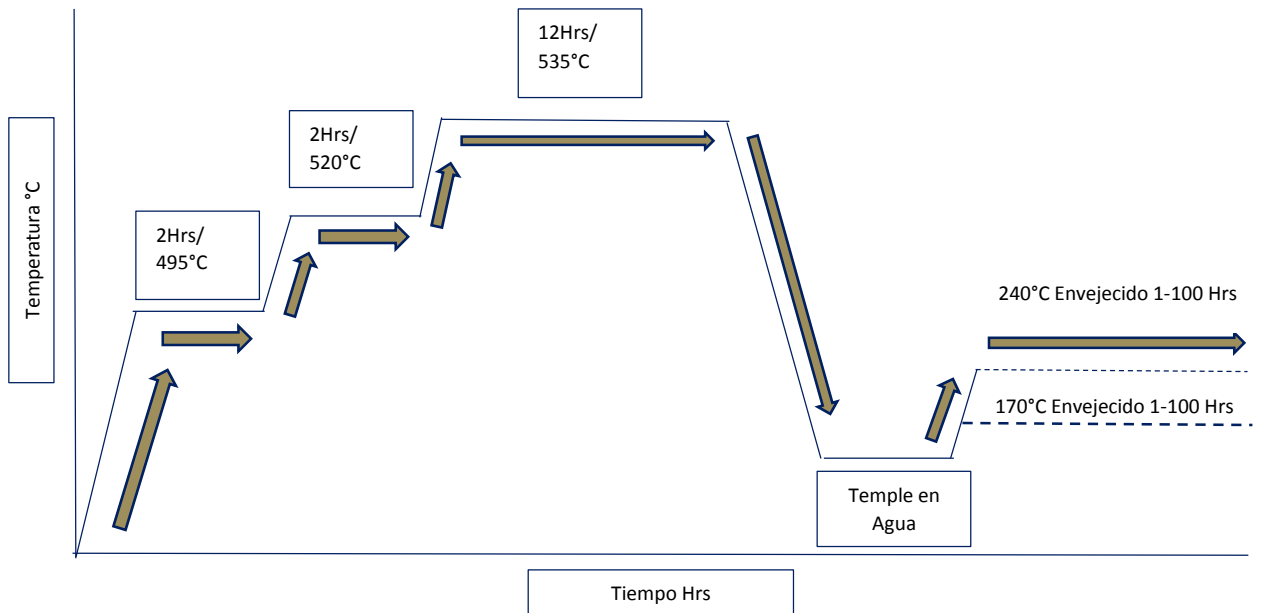


Fig.5.5 Esquema tratamiento térmico Aleación 206

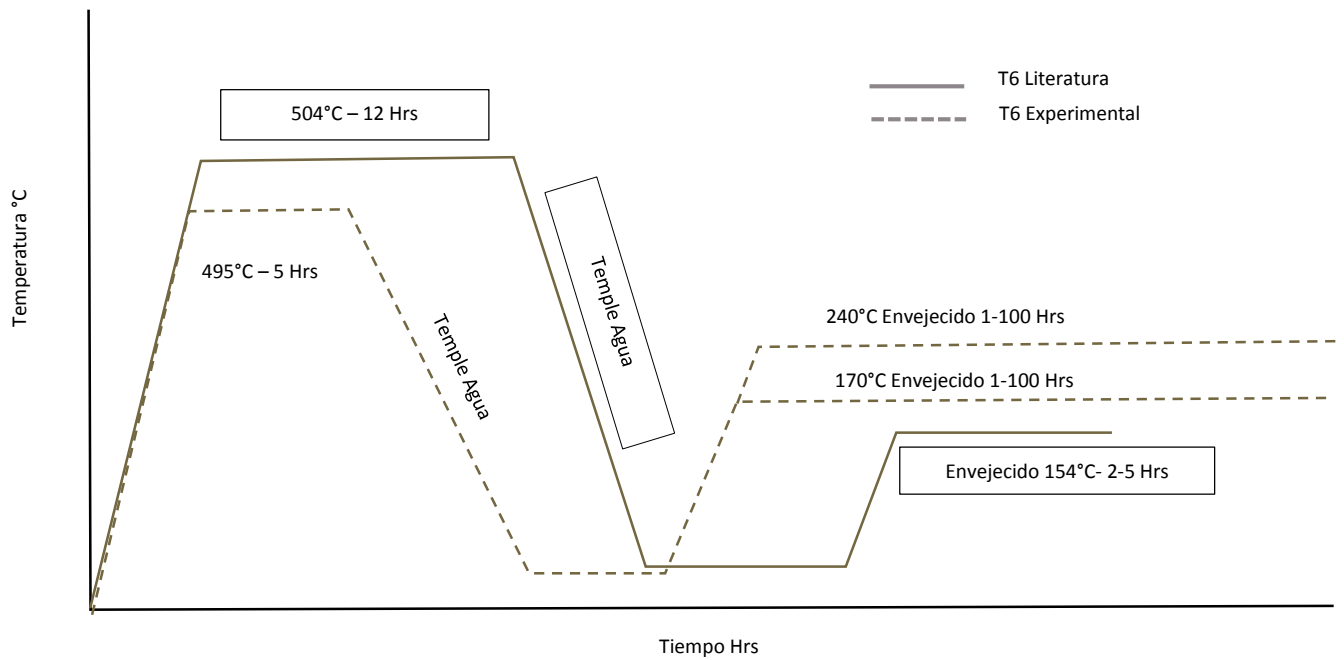


Fig.5.6 Esquema tratamiento térmico Aleación 319

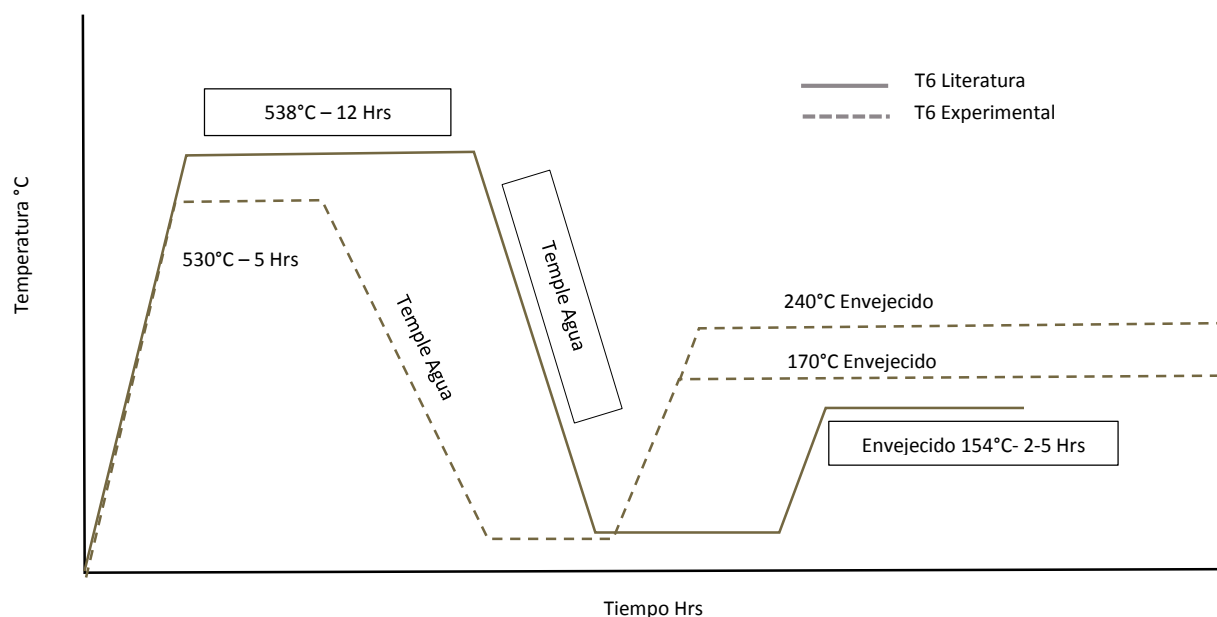


Fig.5.7 Esquema tratamiento térmico Aleación A356 y A356+0.5Cu

Se ha demostrado que en la etapa de puesta en solución para el tratamiento térmico T6, en las aleaciones Al-7%Si-Mg (319, A356) influye, no solo en la disolución del compuesto Mg_2Si , sino también en la esferoidización y engrosamiento del silicio eutéctico. Estos estudios se han realizado en aleaciones modificadas con estroncio, con un contenido de hierro de 0.12% y contenidos de magnesio entre 0.3 y 0.7%. [37]

La microestructura de las aleaciones A356 en estado bruto de colada consiste en granos primarios de solución sólida α con regiones interdendríticas de eutéctico Al-Si, en el cual aparecen varias fases intermetálicas como Mg_2Si , β - Al_5FeSi y π - $Al_8Mg_3FeSi_6$.

Recientemente, algunos trabajos han demostrado que en la A356 modificada con estroncio, la esferoidización del silicio termina a los 3 minutos de mantenimiento a 500 – 540°C, proporcionando una microestructura fina, redondeada y homogéneamente distribuida de silicio. El efecto del tratamiento térmico de puesta en solución de las fases intermetálicas que contienen hierro no se conoce bien. La selección de las temperaturas de tratamiento térmico es crítica ya que a altas temperaturas pueden provocar la fusión parcial mientras que a temperaturas bajas no ofrecen una completa homogeneización. [38]

La realización de los tratamientos térmicos se realizó en la Facultad de Ingeniería mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León, en la División de Posgrado, en donde se utilizó una mufla marca Felisa (Fig. 5.8).



Fig. 5.8 Mufla Felisa

Para corroborar que las muestras llegaran a la temperatura deseada se decidió medir la temperatura en las muestras utilizando un termopar tipo K Fig. 5.9 a) y verificando la medición con un termómetro “Digi Sense” especial para este tipo de termopares. Fig.5.9. b).

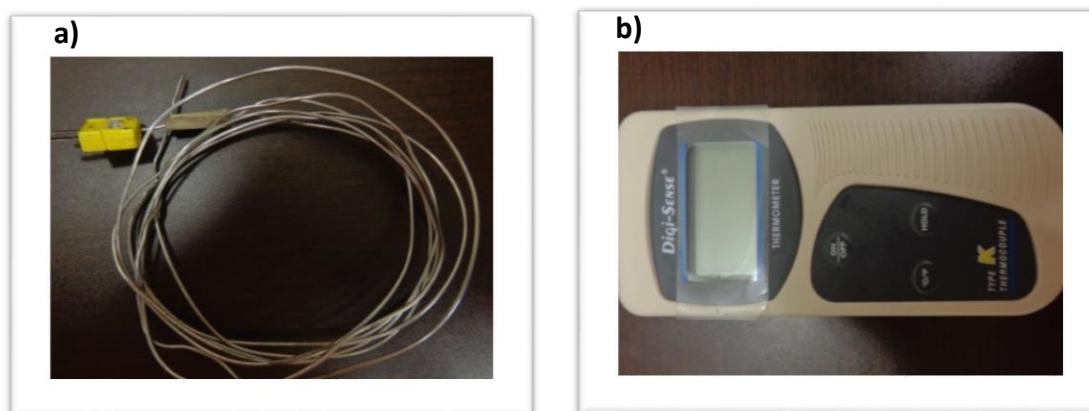


Fig. 5.9 a) Termopar tipo K, b) Termómetro Digi Sense.

5.4 Determinación de dureza y microdureza

Una vez realizados los tratamientos térmicos se procedió a evaluar la microdureza y la dureza de las distintas aleaciones.

Se determinó la microdureza usando un indentador de pirámide de diamante con ángulo de 136° , con base a la norma ASTM E384-99 y se utilizó un microdurómetro marca Shimadzu (Fig.5.10) ubicado en las instalaciones de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León. El microdurómetro tiene una carga mínima de 98.07 mN y una carga máxima de 19.61 N. La carga empleada fue de 1kgF (9.81N) con un tiempo de 15 segundos. Se realizaron 9 indentaciones para obtener una media al final de la prueba.



Fig.5.10 Microdurómetro Shimadzu.

Se procedió también a determinar la dureza en la escala Rockwell B de acuerdo a la norma ASTM E-18 con una carga de 60KgF utilizando un indentador de bola de 3.18 mm, esto con el fin de comparar los valores obtenidos previamente con la microdureza. Se utilizó un durómetro marca Wilson (Fig.5.11), que utiliza cargas desde 10 y hasta 150kgF.



Fig.5.11 Durómetro Wilson.

5.5 Preparación metalográfica

En base a los resultados de microdureza se seleccionaron las muestras para su preparación metalográfica para observar la variación de microestructura en las diferentes etapas del envejecido artificial. La caracterización se realizó por medio del microscopio óptico Nikon y SEM (Fig.5.12).

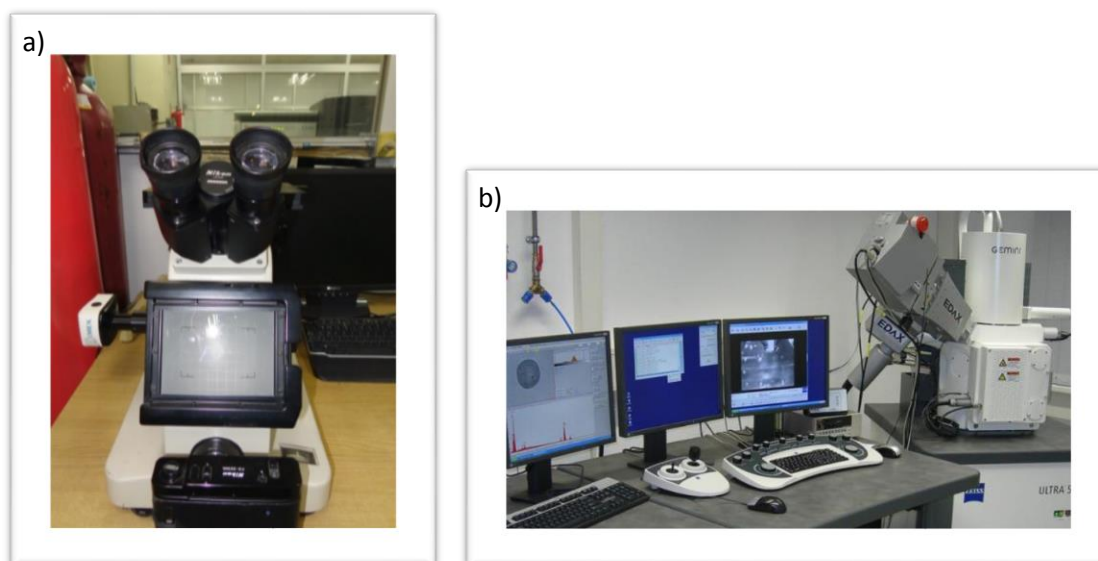


Fig.5.12 a) Microscopio óptico y b) SEM

Para observar la microestructura fue necesario emplear las técnicas de desbaste y pulido con un posterior ataque para revelar la microestructura. Para el desbaste se utilizaron lijas de carburo de silicio desde grado 500 y hasta 2400, posteriormente el pulido se realizó con solución de pasta de diamante de 6 y 1 μm . Fueron atacadas con HF al 5% para las aleaciones 206 y con Kellers (H_2O 190ml, HNO_3 5ml, HCl 3ml y HF 2ml) para el resto, se limpiaron con alcohol etílico y se secaron con aire caliente.

5.6 Difracción de rayos X

La Difracción de rayos X se llevó a cabo en las instalaciones de la Universidad Autónoma de Nuevo León, en donde se corrieron las muestras de acuerdo al método de polvos con los siguientes parámetros;

Angulo 2θ de 77° - 80° , paso de 0.02, tiempo de 13 seg, entre paso de 15 RPM, tiempo total de 1 hr.

Se decidió evaluar solamente a partir de 77° en 2θ y hasta 80° porque dentro de este rango se observa el pico de difracción del plano {311} de la matriz de aluminio, pues se ha observado en trabajos previos que es el pico con mayor variación debido al endurecimiento por precipitación. [32-33]

El equipo de difracción utilizado es de la marca Bruker modelo D8 ADVANCE (Fig.5.13), el cuál utiliza un ánodo de cobre con longitud de onda de $\lambda = 1.5418 \text{ \AA}$.



Fig.5.13 Equipo de difracción de rayos X.

CAPÍTULO 6. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS.

Introducción

En este capítulo se analizarán los resultados obtenidos de la presente investigación, analizando primeramente el efecto del tratamiento térmico de envejecimiento sobre la dureza de las muestras; para el análisis del efecto del mismo sobre el cambio de la posición angular del pico {311} de la matriz de aluminio se seleccionaron las condiciones que presentaron mayor endurecimiento por envejecimiento. Para complementar el estudio se hizo el análisis metalográfico de las muestras mediante microscopía óptica y electrónica de barrido.

Los resultados se presentan y analizan en el siguiente orden: Aleación 206, 319, A356, y A356+Cu. Las dos primeras aleaciones ricas en Cu (arriba del 3.1% en peso) y las dos últimas de bajo contenido de Cu (menor a 0.47% en peso) entre otras características relevantes.

6.1 Análisis químico

Se vaciaron las muestras después del tratamiento del metal líquido que se realizó a todas las aleaciones, este consistió en modificación del eutéctico Al-Si con estroncio, refinamiento de grano con titanio-boro, desgasificado, vaciado y filtrado en el molde. [34]

Las composiciones químicas obtenidas en las cuatro aleaciones de aluminio utilizadas para este trabajo se presentan en la Tabla 6.1, las cuales fueron evaluadas por un espectrómetro de chispa (LAX-7). Cada una de las aleaciones se encuentra dentro de especificación de acuerdo a lo establecido por diferentes autores. [14, 17, 35]

Tabla 6.1 Composición química de las aleaciones de aluminio

Aleación	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Sr(ppm)	Ti	B(ppm)
206	0.02	4.9	0.31	0.15	0.2	0	0.05	30
319	8.1	3.1	0.32	0.69	0.4	140	0.18	30
A356	7.4	0.01	0.41	0.15	0.06	140	0.18	20
A356+0.5Cu	7.2	0.47	0.32	0.18	0.9	140	0.14	20

El vaciado se llevó a cabo en moldes de arena sílica con forma de cuña, al cual se le colocó una templadera de hierro gris en forma de “V” en la parte inferior para promover una solidificación direccional como lo menciona S. B. Ghanti [36], las dimensiones finales de las muestras fueron mencionadas anteriormente (figura 5.1).

6.2 Aleación 206

6.2.1 Determinación de Dureza

Una vez realizados los tratamientos térmicos de envejecido, se procedió a observar el comportamiento de la dureza de la aleación 206 en función de la temperatura y tiempo de envejecido.

La Fig. 6.1 muestra los resultados de microdureza de la aleación 206, tanto del tratamiento térmico realizado a 170 y a 240°C, en donde se describe el comportamiento típico esperado para aleaciones endurecibles por precipitación, en donde la dureza incrementa hasta alcanzar un valor máximo y después disminuye con el tiempo de envejecido. El valor máximo de dureza así como el tiempo requerido para alcanzar dicho valor incrementa a medida que la temperatura de envejecido disminuye. [1-3]

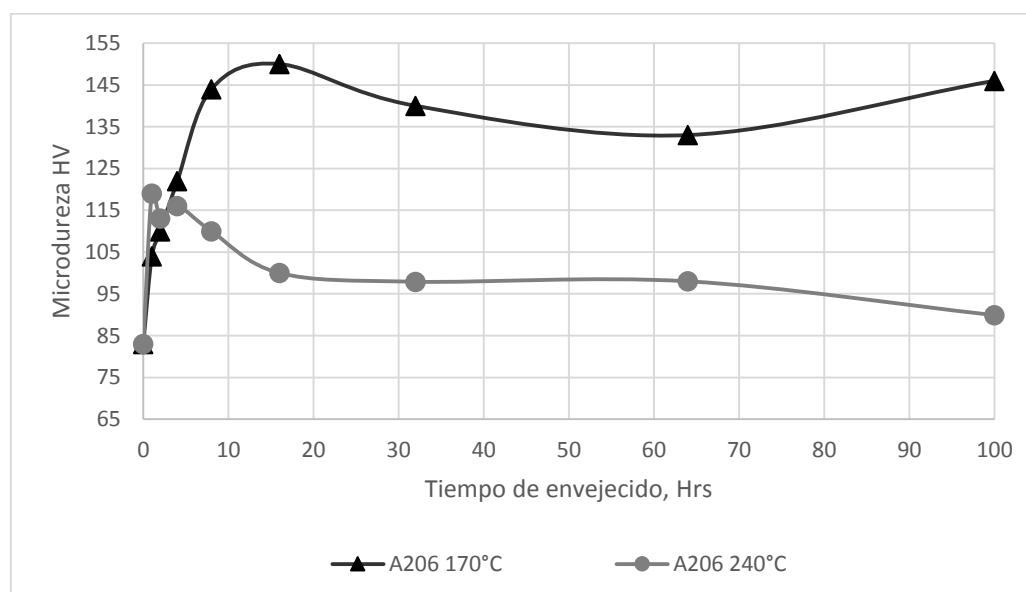


Fig. 6.1 Variación de la microdureza de la aleación 206 en función del tiempo de envejecido a 170 y 240°C.

En este caso el valor máximo de dureza se observa a la temperatura de envejecido de 170°C con un valor de dureza de 150 HV, con un tiempo de envejecido de 16 hrs, mientras que para el envejecido realizado a 240°C se obtiene un valor máximo a 1 hr de envejecido con una dureza de 119 HV.

En el Anexo 1 se encuentran las gráficas individuales de los resultados de dureza de las cuatro aleaciones, además se encuentran las gráficas de dureza realizadas en HRB con una carga de 60kgF, en donde se observan resultados similares a los de microdureza.

De acuerdo al criterio establecido aquí, de analizar las condiciones de envejecido que presentarán mayor dureza, la Tabla 6.2 resume las condiciones seleccionadas que se analizaron en este estudio.

Tabla 6.2 Tabla de condiciones seleccionadas para análisis de difracción de rayos X.

Aleación	Temperatura de envejecido °C	Tiempo de envejecido, hrs Dureza máxima	Tiempo de sobre-envejecido, hrs
206	170°C	16	100
	240°C	1	100
319, A356 y A356+Cu	170°C	8	100
	240°C	1	100

6.2.2 Caracterización microestructural

Las imágenes obtenidas del microscopio óptico para la aleación 206 en sus diferentes condiciones de tratamiento térmico de envejecido se muestran en la Fig. 6.2 en donde se observa una microestructura celular característica de las aleaciones 2xx del sistema Al-Cu, se observa la matriz de aluminio (α) formando celdas rodeadas por compuestos Al-Cu tal como lo muestra el análisis por EDX puntual de la Fig. 6.5, lo anterior es acorde a las fases que se presenta en el diagrama de fases Al-Cu, Fig. 6.4, donde los compuestos observados aquí corresponden al compuesto Θ (CuAl_2) presente en los bordes de grano. No se observan grandes cambios microestructurales, debido a que la precipitación de partículas no es posible observarlas con el microscopio óptico convencional.

La influencia de la velocidad de solidificación en la microestructura de la condición de vaciado, donde se observa un tamaño de grano pequeño se presenta en la Fig. 6.2 a). [39, 40]

De igual modo se utilizó el microscopio electrónico de barrido SEM, con el cual se analizaron los compuestos presentes en las aleaciones.

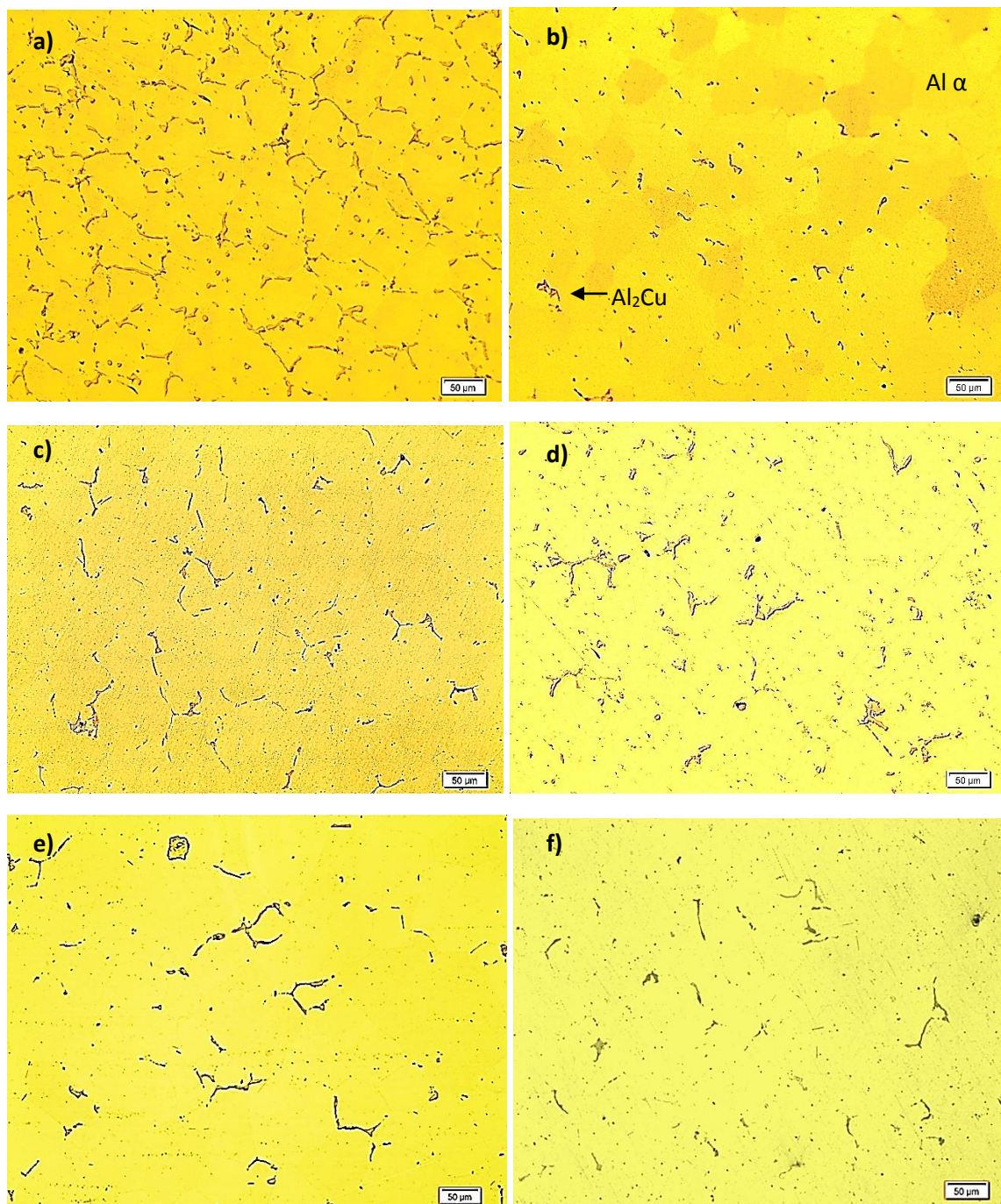


Fig. 6.2 Aleación 206/ a) vaciado, b) Solubilizado, c) 8 hrs de envejecido a 170°C, d) 100 hrs envejecido 170°C, e) 1 hr envejecido a 240°C, f) 100 hrs envejecido 240°C / 200x

La Fig. 6.2 b) muestra la disolución del compuesto Θ con el tratamiento por solución aplicado.

A continuación en la Fig. 6.3 se muestran imágenes tomadas con SEM, en donde se observan las islas de Al_2Cu , y la matriz de aluminio principalmente.

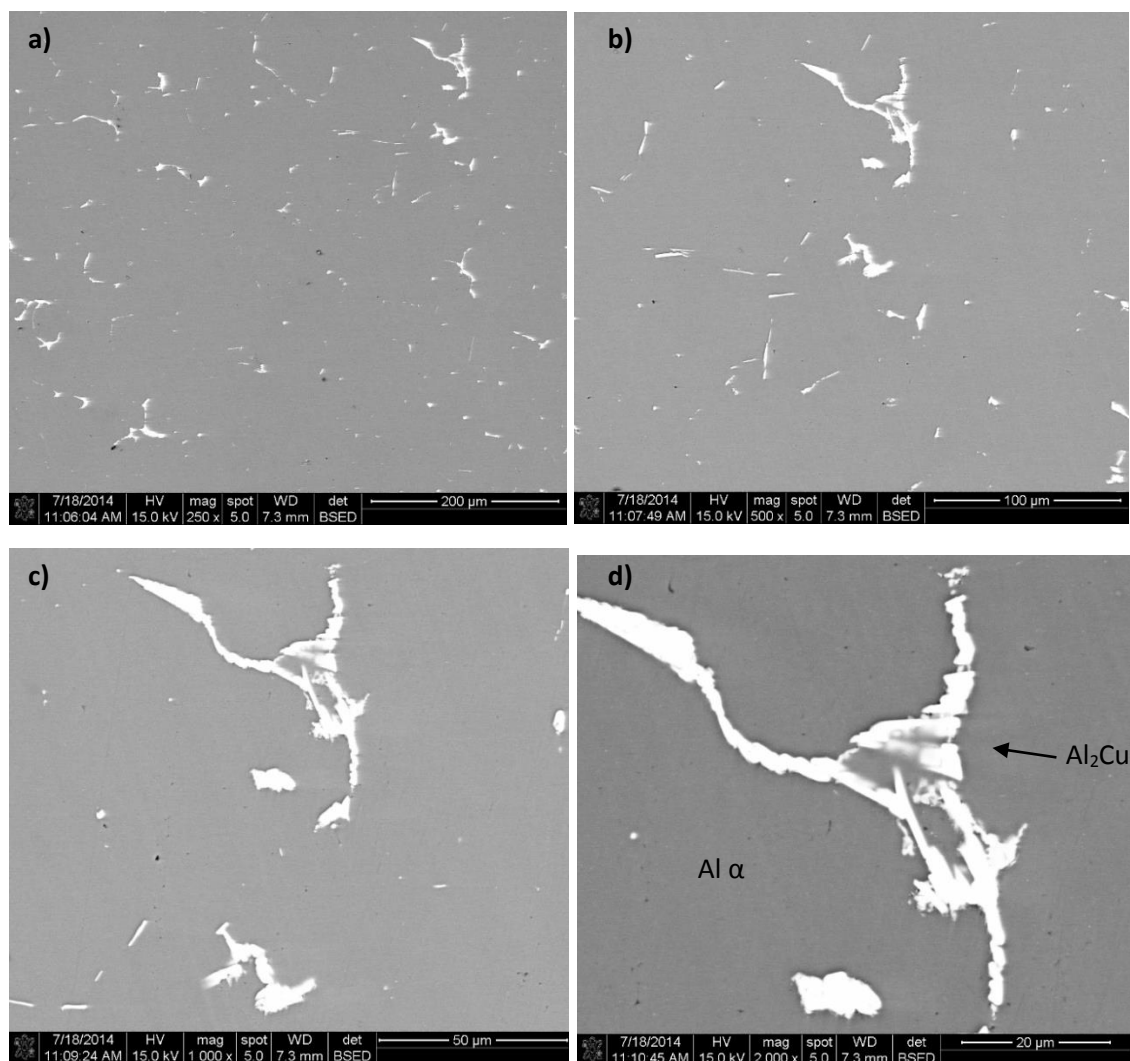


Fig. 6.3 Aleación 206 a 170°C de envejecido condición de máxima dureza (16 hrs de envejecido) a distintos aumentos, a) 250x, b) 500x, c) 1000x, d) 2000x.

A continuación en la Fig. 6.4 se presenta un mapeo realizado a la aleación 206 a 170°C en condición de máxima dureza a 16 hrs, en donde se corrobora los principales elementos (Al-Cu) que forman los compuestos presentes.

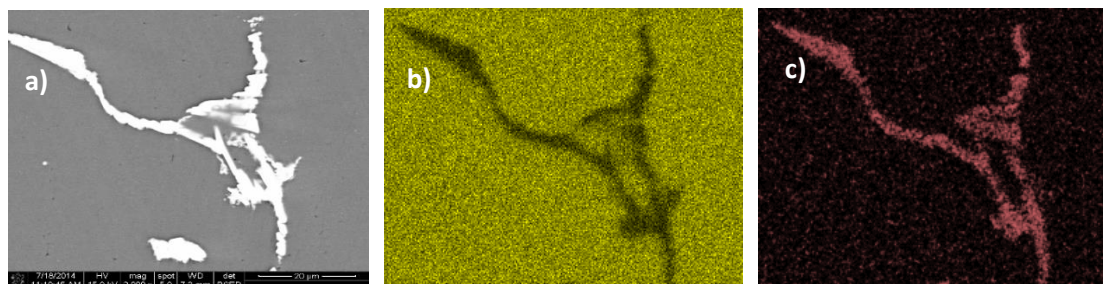


Fig. 6.4 Mapeo de aleación 206 con envejecido a 170°C a 16hrs. a) Compuesto Al-Cu en matriz de aluminio, b) mapeo de aluminio en amarillo, c) mapeo de cobre en rojo.

A continuación en la Fig. 6.5 se muestra el análisis de porcentaje químico puntual tomado del mapeo realizado, en donde se observa que esta aleación está formada por compuestos Al-Cu en una matriz de aluminio.

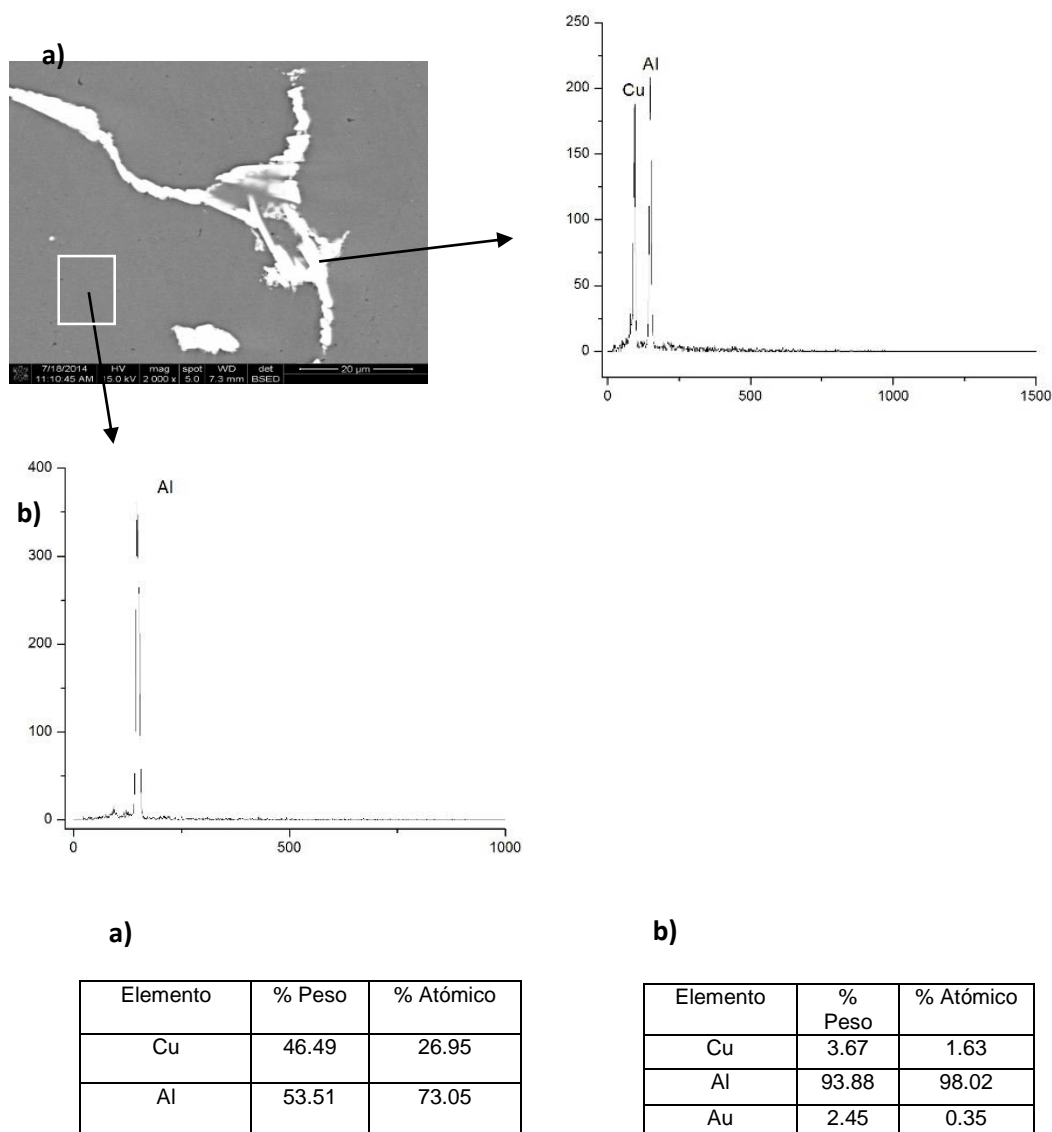


Fig. 6.5 Análisis químico puntual EDX de zona seleccionada de aleación 206.

6.2.3 Determinación de DRX

De acuerdo a los valores de dureza obtenidos se realizó difracción de rayos X con el fin de observar la variación en la posición angular del pico característico de difracción $\{311\}$ de la matriz de aluminio de la aleación 206. La Fig. 6.6 muestra las gráficas de difracción de la aleación 206, obtenidas en diversas condiciones como son: solubilizado, en condición de máxima dureza (16 hrs en 170°C, 1 hr a 240°C), y en condición de sobreenviejado (100 hrs en ambas temperaturas 170 y 240°C).

En la aleación 206 se observó una tendencia a la reducción en la posición angular del pico {311} en función del tiempo de envejecido, teniendo mayor variación en la condición de envejecido a 170°C durante 100 hrs, en donde se observa que disminuye 0.18° desde 78.15° de condición de solubilizado a 77.97°. Los resultados de las diferentes condiciones a la que se sometió la aleación se muestran en la Tabla 6.3.

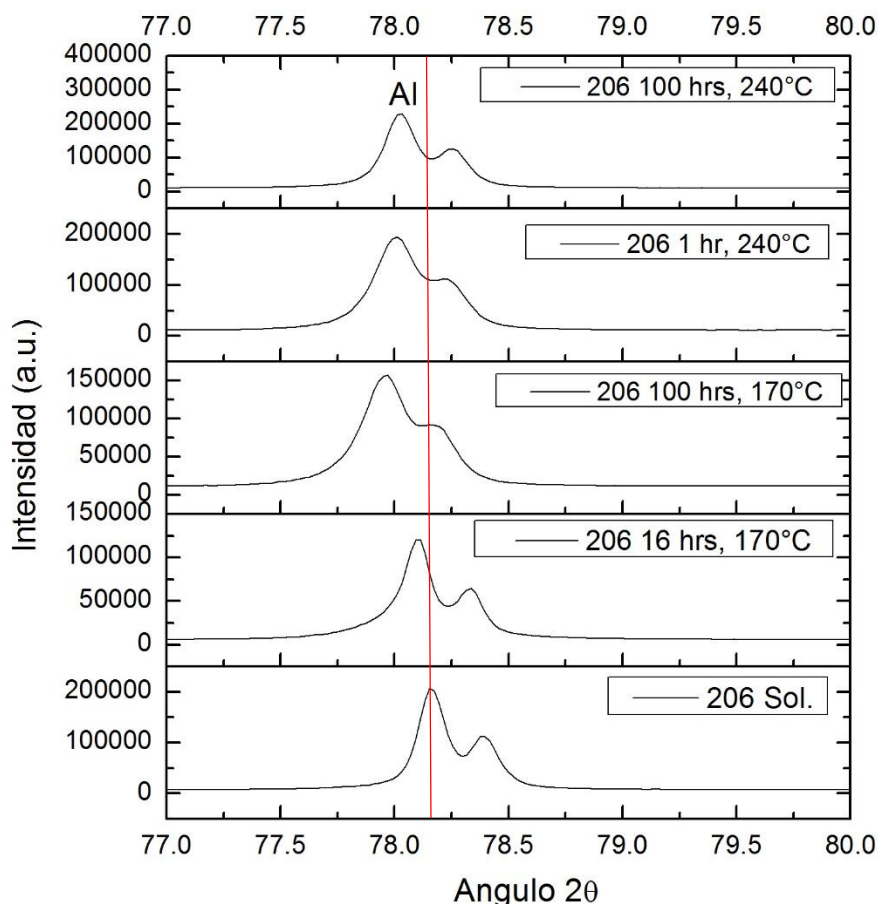


Fig. 6.6 Variación de la posición angular del pico característico {311} en función del tiempo de envejecido a 170 y 240°C de la aleación 206.

Los cambios son asociados con la secuencia de precipitación de compuestos de cobre (Al_2Cu) en forma fina y dispersa en toda la estructura, que indujo una disminución de posición angular, y un aumento en el parámetro de red de la matriz de Al. Los cambios mayores en la posición angular ocurren a la temperatura de 170°C de envejecido, esto debido a que a temperaturas inferiores el proceso de precipitación de partículas coherentes con la matriz ocurre adecuadamente alcanzando un tamaño óptimo y homogeneidad en la matriz, con ello aumentan las propiedades mecánicas, mientras que a altas temperaturas de

envejecido este proceso se acelera haciendo que las partículas crezcan y se aglomeren, haciéndose partículas no coherentes con la matriz y por consecuente disminuyendo las propiedades mecánicas. [12]

Tabla 6.3 Cambio en la posición angular del pico característico de difracción {311} de la matriz de aluminio de la aleación 206 en función de la temperatura de envejecido.

Aleación	Temperatura de envejecimiento °C	Angulo de difracción del pico {311} del Al, en condición de Solubilizado.	Angulo de difracción en condición de máxima dureza.	Angulo de difracción en condición de Sobre-envejecido Durante 100 hrs.	Variación angular en condición de máxima dureza	Variación angular en condición de sobre-envejecido
206	170°C	78.15°	78.09 /16hrs	77.97°	-0.06°	-0.18°
	240°C	78.15°	78.03° /1hr	78.03°	-0.12°	-0.12°

La Fig. 6.7 muestran la variación del parámetro de red del pico {311} de la aleación 206 en función de su temperatura de envejecido, en donde se observa que el parámetro de red aumenta debido a la secuencia de precipitación de las partículas Al_2Cu , mostrando mayor incremento en la temperatura de 170°C. En esta aleación particularmente se observa un aumento en el parámetro de red 0.0008nm para la condición de 170°C, de 0.4056nm desde solubilizado, hasta 0.4064nm, mientras que en la condición de 240°C aumentó en 0.0005nm a 0.4061nm.

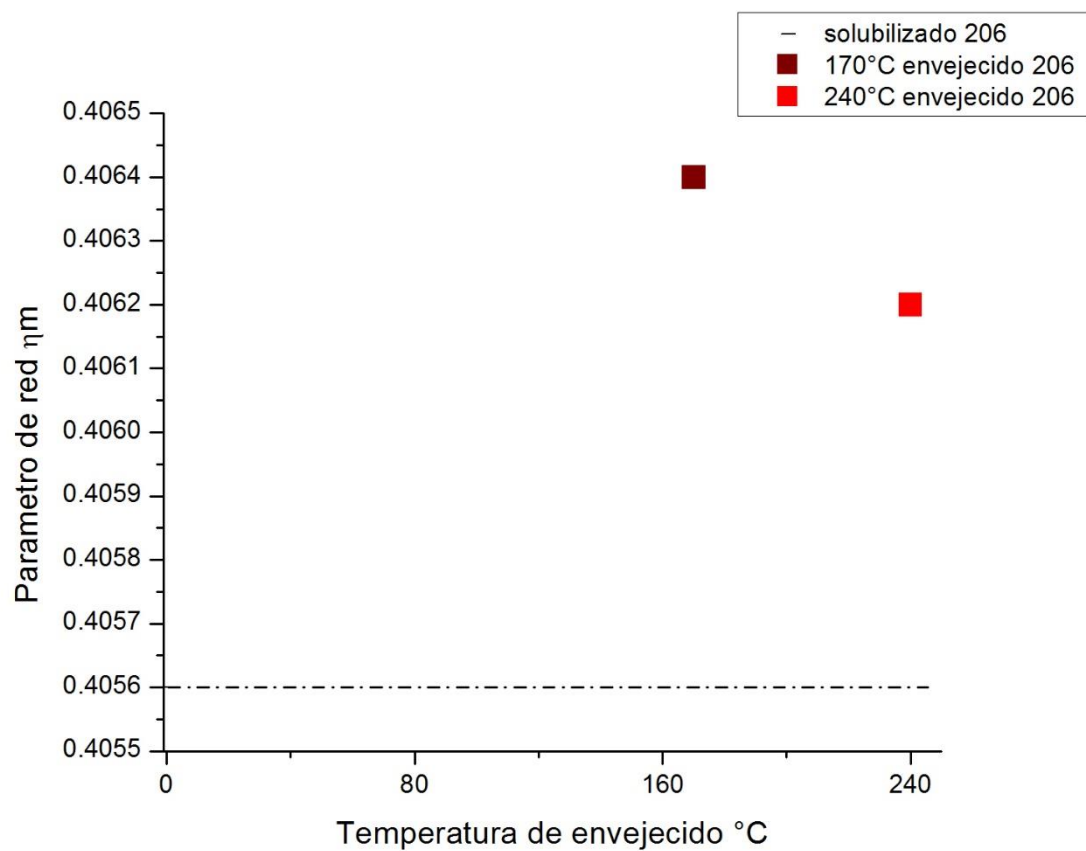


Fig. 6.7 Variación del parámetro de red del pico de difracción {311} en aleación 206 en función de la temperatura de envejecido.

6.3 Aleación 319

6.3.1 Determinación de Dureza

En la Fig. 6.8 se muestran los resultados de microdureza tanto del envejecido realizado a 170 y a 240°C para la aleación 319, en donde describe el comportamiento típico esperado para aleaciones endurecibles por precipitación. [1-3]

Los valores máximos de dureza se observan con el envejecido a 170°C, 8 hrs y 240°C, 1 hr, resultando 152 HV y 124 HV respectivamente.

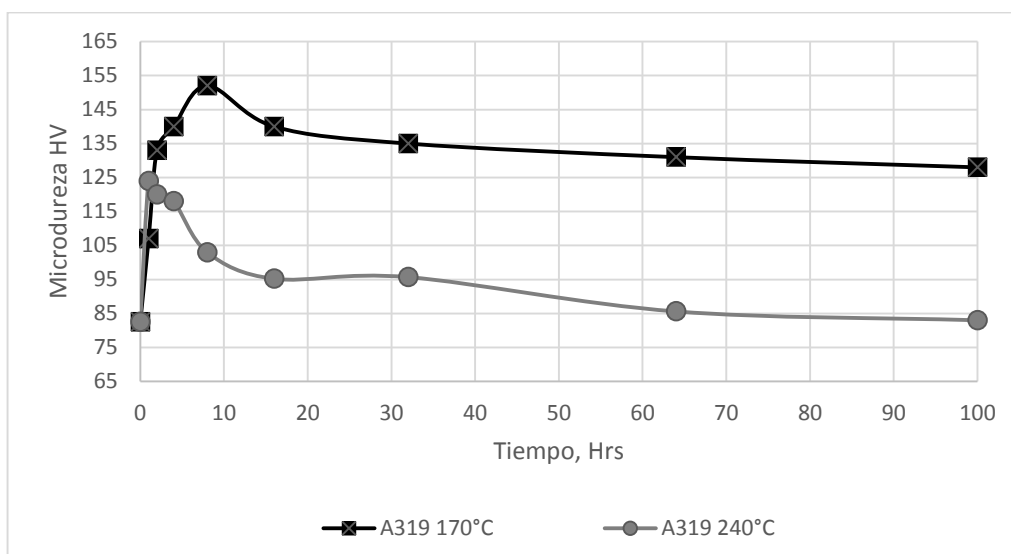


Fig. 6.8 Variación de la microdureza de la aleación 319 en función del tiempo de envejecido a 170 y 240°C.

6.3.2 Caracterización microestructural

La fig. 6.9 muestra las imágenes de la aleación 319 en sus diferentes condiciones de tratamiento térmico, en donde se observa una microestructura dendrítica de aluminio (α), delimitada por el eutéctico Al-Si, que cuenta con un grado de modificación 4 dado el nivel de estroncio usado, también se encuentran presentes los compuestos intermetálicos de Cu (Al_2Cu) y $AlFeSi$ (α), predendrítico. [41] esquematizado en la Fig. 6.9, lo anterior se asemeja a lo reportado por M.F. Ibrahim [42]. De igual manera los principales cambios debido a la precipitación no se pueden observar, pero se observan cambios en la esferoidización del silicio y en los compuestos intermetálicos de Fe.

Se muestra en la Fig. 6.10 un mapeo de las fases presentes en la microestructura de la aleación 319, en donde se observa perfectamente la localización de

elementos químicos en las fases presentes, como son el Al en la matriz, el Cu en los compuestos y Si en el eutéctico.

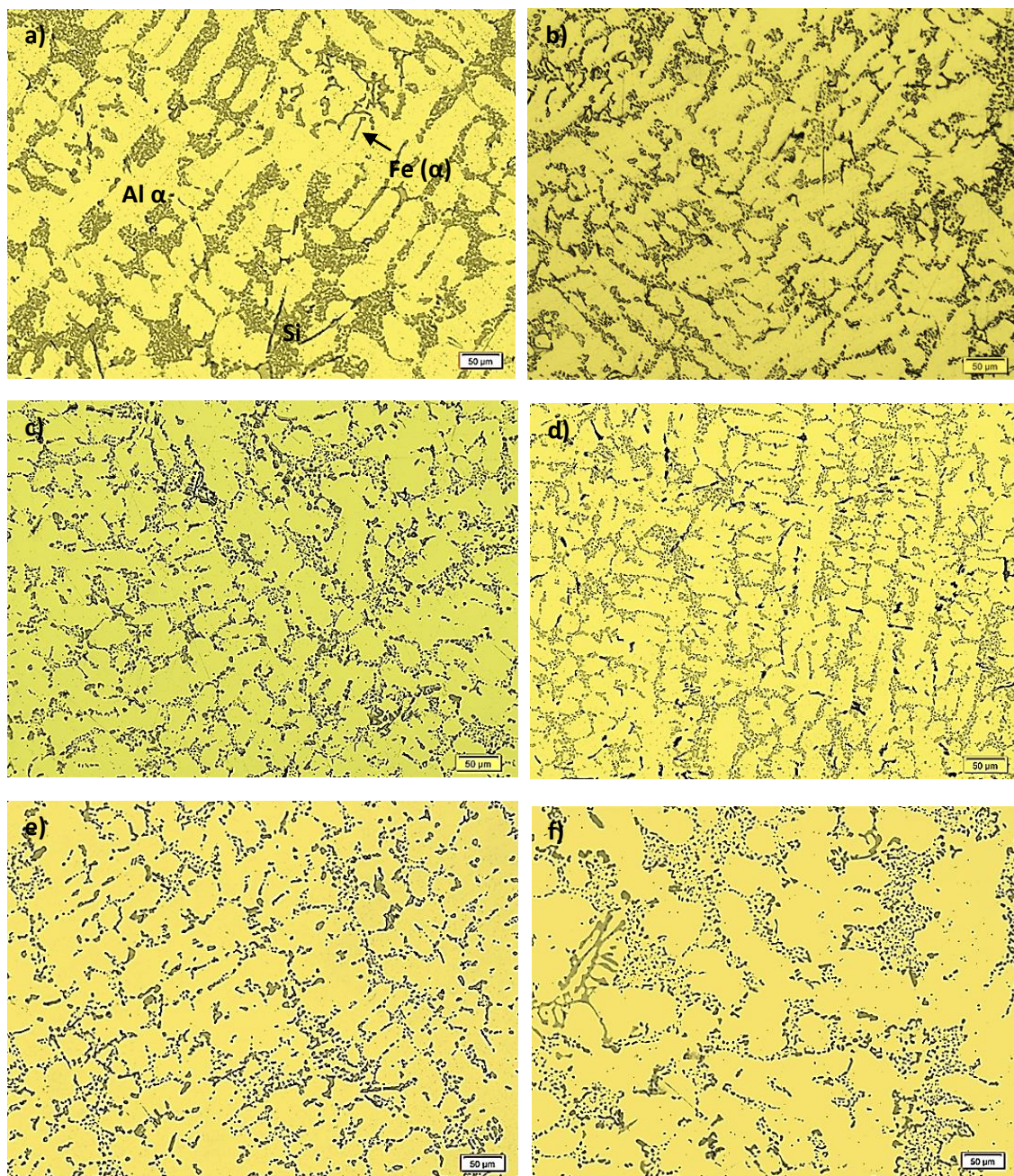


Fig. 6.9 Aleación 319/ 200x/ a) vaciado, b) Solubilizado, c) envejecido a 170°C, 8 hrs, d) envejecido 170°C, 100 hrs, e) envejecido a 240°C, 1 hr, f) envejecido 240°C, 100 hrs.

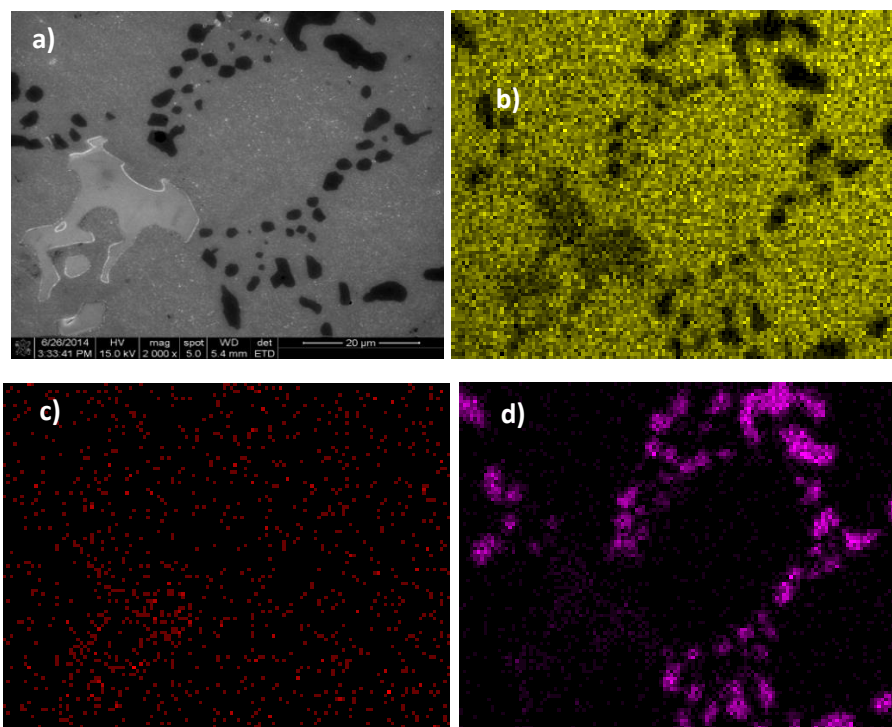


Fig. 6.10 Mapeo de aleación 319 1hr a 240°C, a) Zona seleccionada a 2000 x, b) matriz de aluminio en amarillo, c) cobre en rojo, d) Silicio en morado.

A continuación en la Fig. 6.11 se muestra el análisis semicuantitativo obtenido por análisis puntual de EDX (análisis de rayos X de energía dispersa), en donde se comprueba que el área de la matriz está compuesto en su mayoría de aluminio, las zonas oscuras está compuesto de silicio eutéctico, y las islas grises son intermetálicos de Al-Fe-Si-Cu.

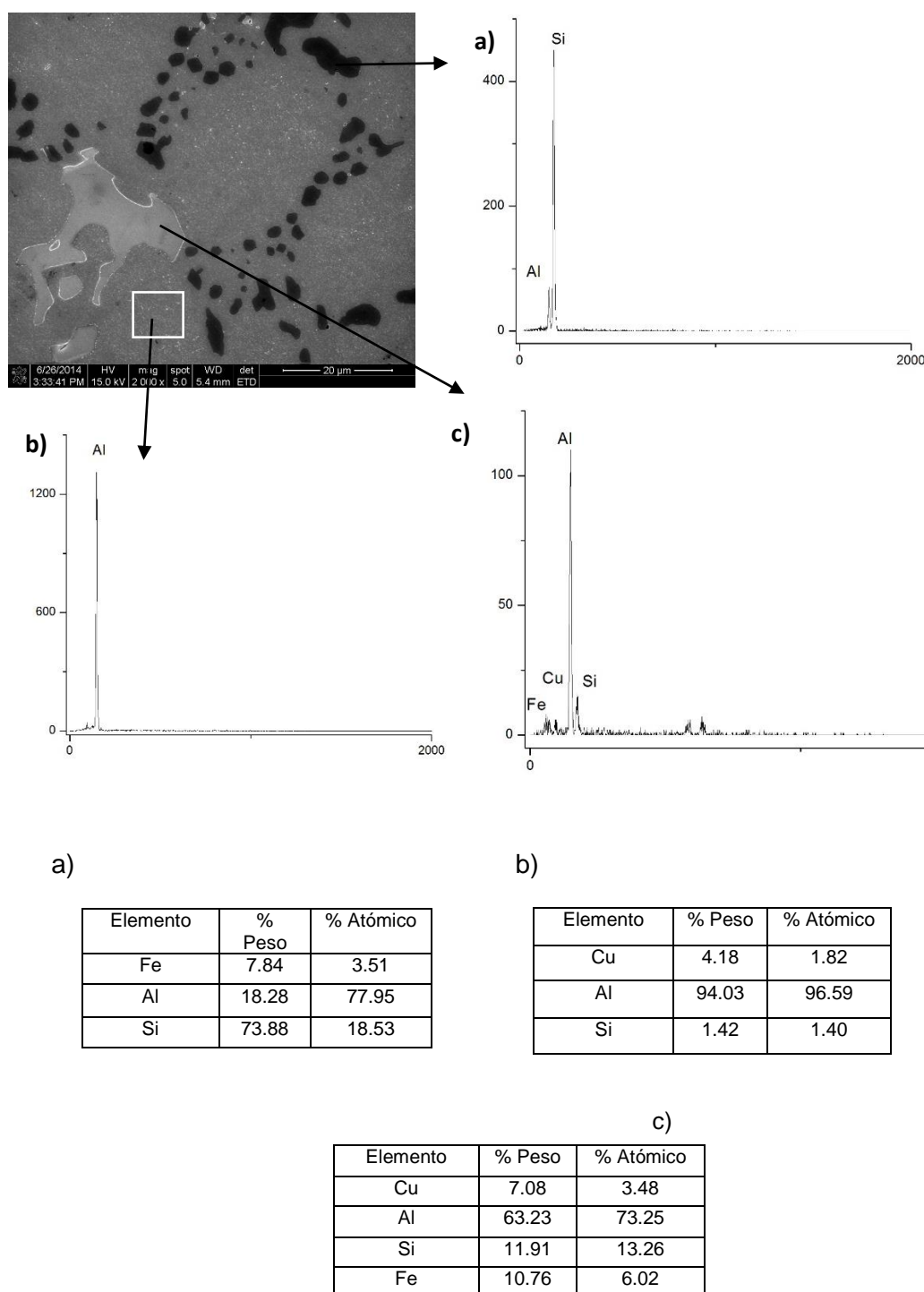


Fig. 6.11 Análisis químico puntual de zona seleccionada de aleación 319.

6.3.3 Determinación de DRX

Se realizó difracción de rayos X con el fin de observar la variación en la posición angular del pico característico de difracción {311} de la matriz de aluminio de la aleación 319. La Fig. 6.12 muestra las gráficas de difracción de la aleación 319 obtenidas en condiciones de solubilizado, en condición de máxima dureza (170°C, 8 hrs, 240°C, 1 hr), y en condición de sobre-envejecido (100 hrs en ambas temperaturas 170 y 240°C).

Para la aleación 319 se observó mayor reducción a 170°C de envejecido, reduciendo 0.12°, de 78.07° en condición de solubilizado a 77.95° tanto en condición de máxima dureza y en sobre-envejecido. Los resultados detallados se observan en la Tabla 6.4.

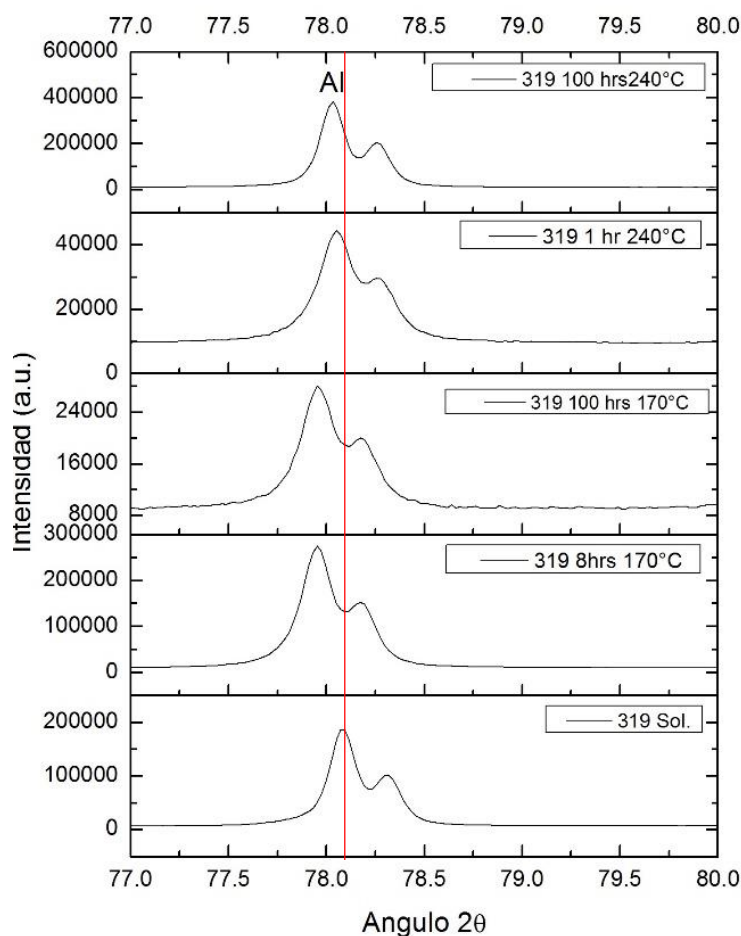


Fig. 6.12 6 Variación de la posición angular del pico característico {311} en función del tiempo de envejecido a 170 y 240°C de la aleación 319.

Tabla 6.4 Cambio en la posición angular del pico característico de difracción {311} de la matriz de aluminio de la aleación 319 en función de la temperatura de envejecido.

Aleación	Temperatura de envejecimiento °C	Angulo de difracción del pico {311} del Al, en condición de Solubilizado.	Angulo de difracción en condición de máxima dureza.	Angulo de difracción en condición de Sobre-envejecido Durante 100 hrs.	Variación angular en condición de máxima dureza	Variación angular en condición de sobre-envejecido
319	170°C	78.07°	77.95° /8hrs	77.95°	-0.12°	-0.12°
	240°C	78.07°	78.05° /1hr	78.03°	-0.02°	-0.04°

Los cambios presentados en la aleación 319, se presentan de manera similar que la aleación 206, presentándose una reducción en la posición angular, por consiguiente propiciando un aumento en el parámetro de red de la matriz de aluminio. Dichos cambios se deben principalmente por la precipitación de partículas de Al_2Cu . [12]

La Fig. 6.13 muestran la variación del parámetro de red del pico [311] de la aleación 319 en función de la temperatura de envejecido, en donde se observa cómo se mencionó anteriormente que el parámetro de red aumenta debido a la secuencia de precipitación de las partículas Al_2Cu , mostrando mayor incremento en la temperatura de 170°C. Se observa un incremento de 0.0005nm para la condición de 170°C desde 0.4059 en condición de solubilizado a 0.4064, mientras que para la condición de 240°C aumento solo 0.0004nm a 0.4063. Mayor precipitación (condición de dureza máxima) produjo mayor cambio en el parámetro de red del aluminio.

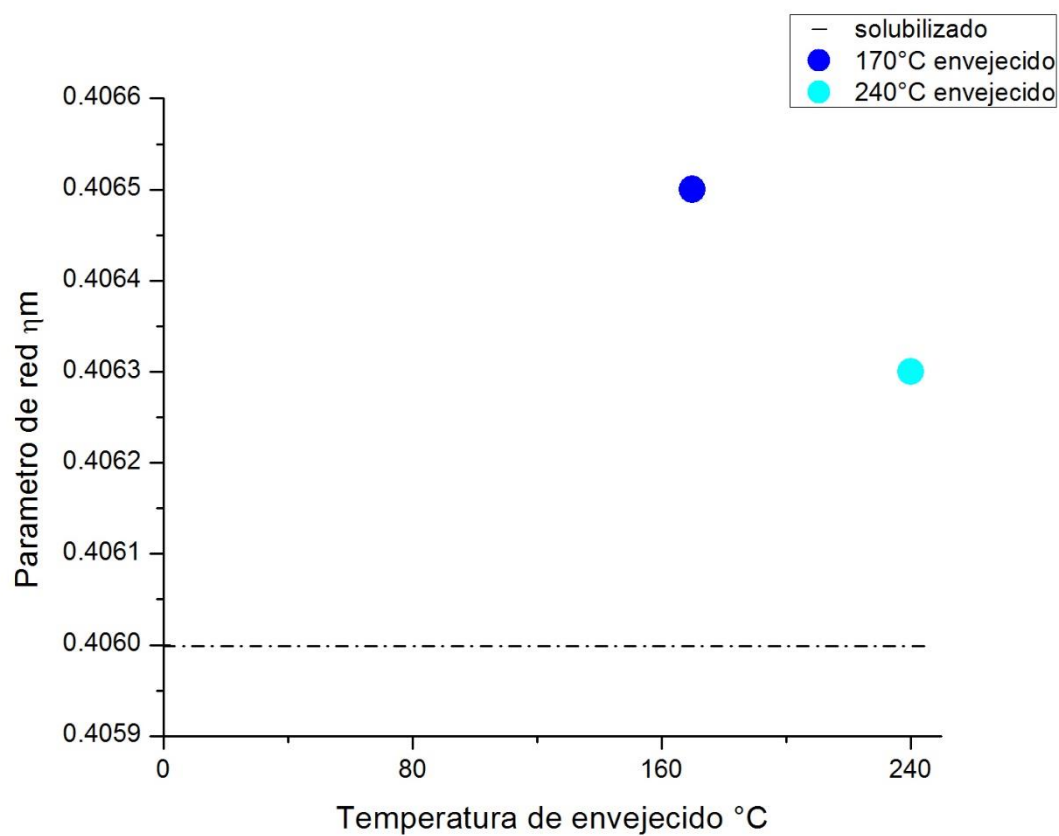


Fig.6.13 Variación del parámetro de red del pico de difracción {311} en aleación 319 en función de la temperatura de envejecido.

6.4 Aleación A356

6.4.1 Determinación de Dureza

En la Fig. 6.14 se muestran los resultados de microdureza de la aleación A356 del envejecido realizado a 170 y a 240°C, en donde describe el comportamiento típico esperado para aleaciones endurecibles por precipitación. [1-3]

Los valores máximos de dureza se observan a tiempos de 8 hrs para el envejecido realizado a 170°C alcanzando una dureza de 113 HV y a 1hr para el envejecido a la temperatura de 240°C, con una dureza de 89 HV.

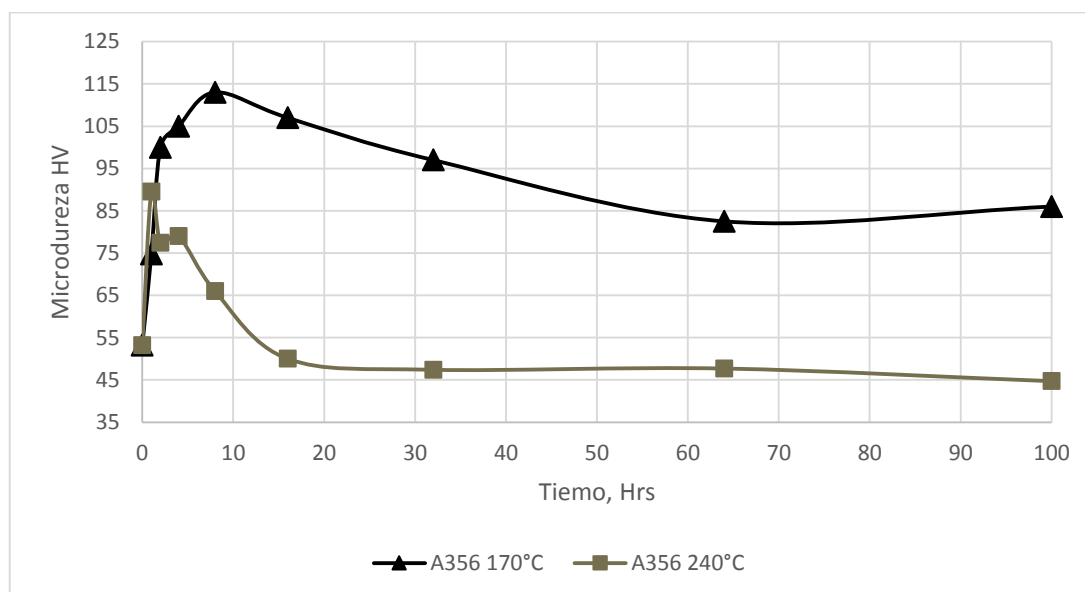


Fig. 6.14 Variación de la microdureza de la aleación A356 en función del tiempo de envejecido a 170 y 240°C.

6.4.2 Caracterización microestructural

La Fig. 6.15 muestra las imágenes de la aleación A356 en sus diferentes condiciones de tratamiento térmico, en donde se observa la microestructura dendrítica en la condición de vaciado, Fig. 6.15 a). La modificación del eutéctico aluminio-silicio se aprecia claramente en la muestra de vaciado, ya que se observa silicio en forma de fibras, se observa la presencia de precipitados intermetálicos fase Fe (α) en forma china y Fe (β) en forma de placas, como se muestra en la Fig. 6.15. b) Como lo ha reportado A. Hernández en su trabajo de investigación. [43]

La muestra de la condición solubilizada presentó una disolución del eutéctico de silicio con tendencia a la globalización parcial del silicio eutéctico, Fig. 6.15 b).

Con el tratamiento térmico de envejecido a 170°C por 8 hrs, para alcanzar una dureza máxima se tiene una microestructura con un espaciado de brazo dendrítico menor que en las condiciones de vaciado y de solubilizado. Con el sobre-envejecido a 170°C por 100 hrs la microestructura dendrítica crece y el área ocupada por el eutéctico es mayor. Lo mismo ocurre para el envejecido de 240°C por 1 hr y sobre-envejecido a la misma temperatura por 100 hrs.

Las condiciones que presentan máxima dureza, 170°C por 8 hrs y 240°C por 1 hr, obtuvieron su incremento en la misma debido principalmente al endurecimiento por precipitación. Así como una microestructura más fina y mejor distribuida, los precipitados que causan el endurecimiento por envejecido no se pueden observar en el microscopio óptico.

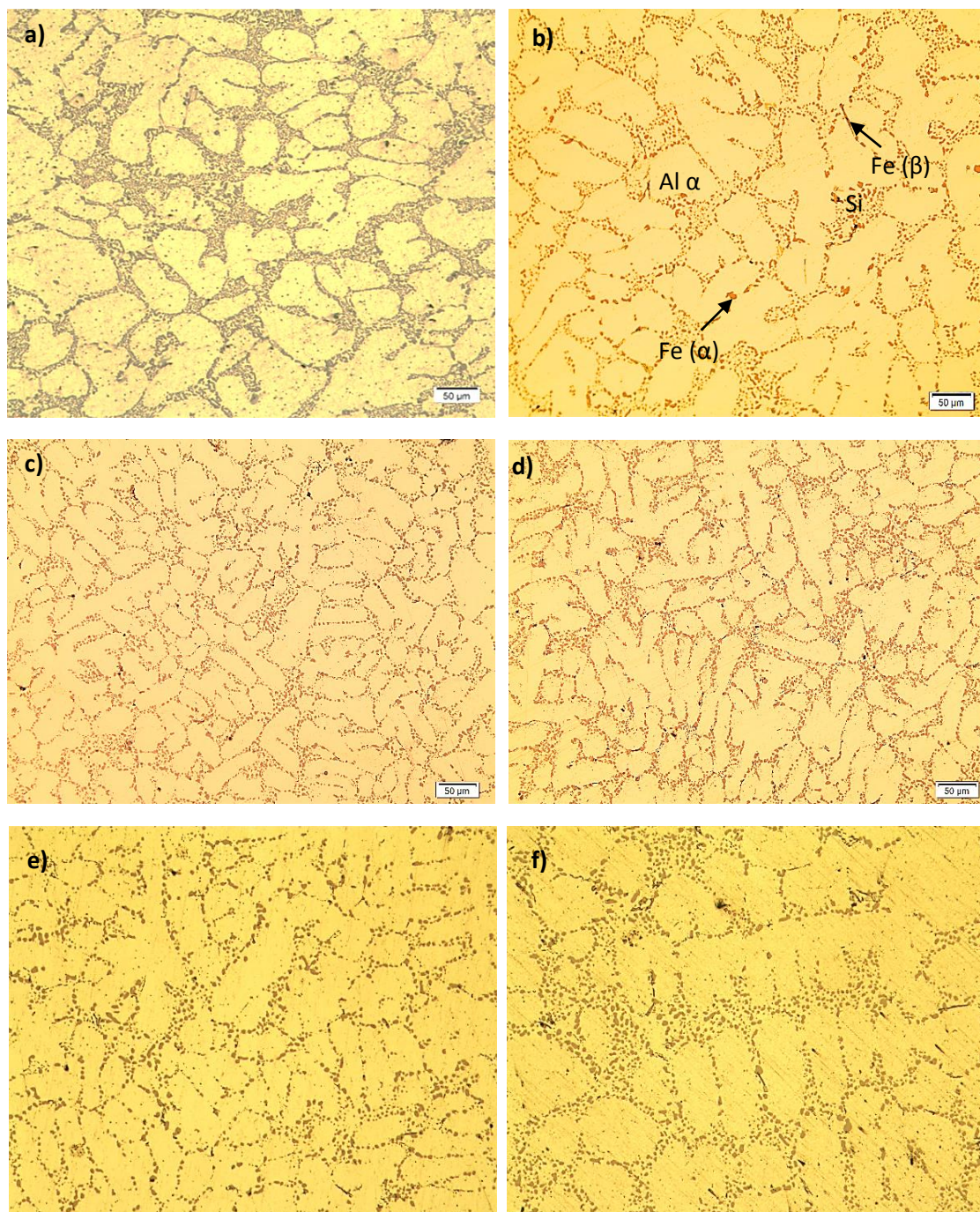


Fig. 6.15 Aleación A356/ 200x/ a) vaciado, b) Solubilizado, c) 8 hrs de envejecido a 170°C, d) 100 hrs envejecido 170°C, e) 1 hr envejecido a 240°C, f) 100 hrs envejecido 240°C.

En la Fig. 6.16 se muestra un mapeo de las fases presentes en la microestructura de la aleación A356 de vaciado, donde se observa la matriz de aluminio y el Silicio eutéctico principalmente.

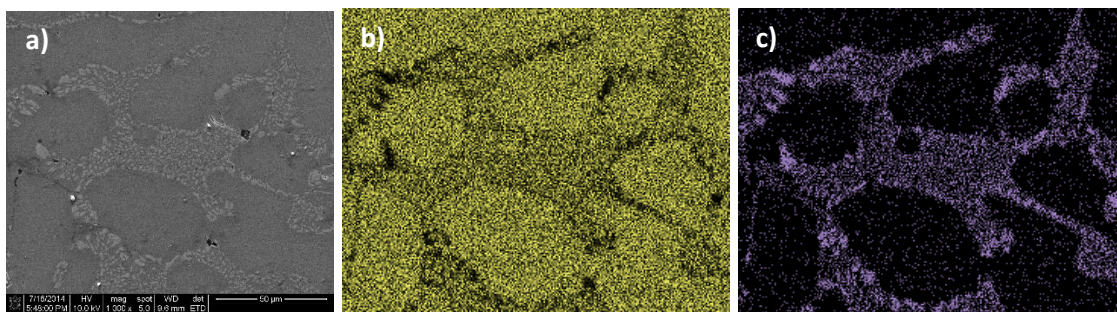


Fig. 6.16 Mapeo de aleación A356 condición de vaciado, a) Zona seleccionada a 1000 x, b) matriz de aluminio en amarillo, c) Silicio en morado.

A continuación en la Fig. 6.17 se muestra el análisis semicuantitativo puntual tomado por EDX. Se comprueba que la aleación está formada por silicio eutéctico en una matriz de aluminio con presencia de compuestos intermetálicos de Al-Fe-Si.

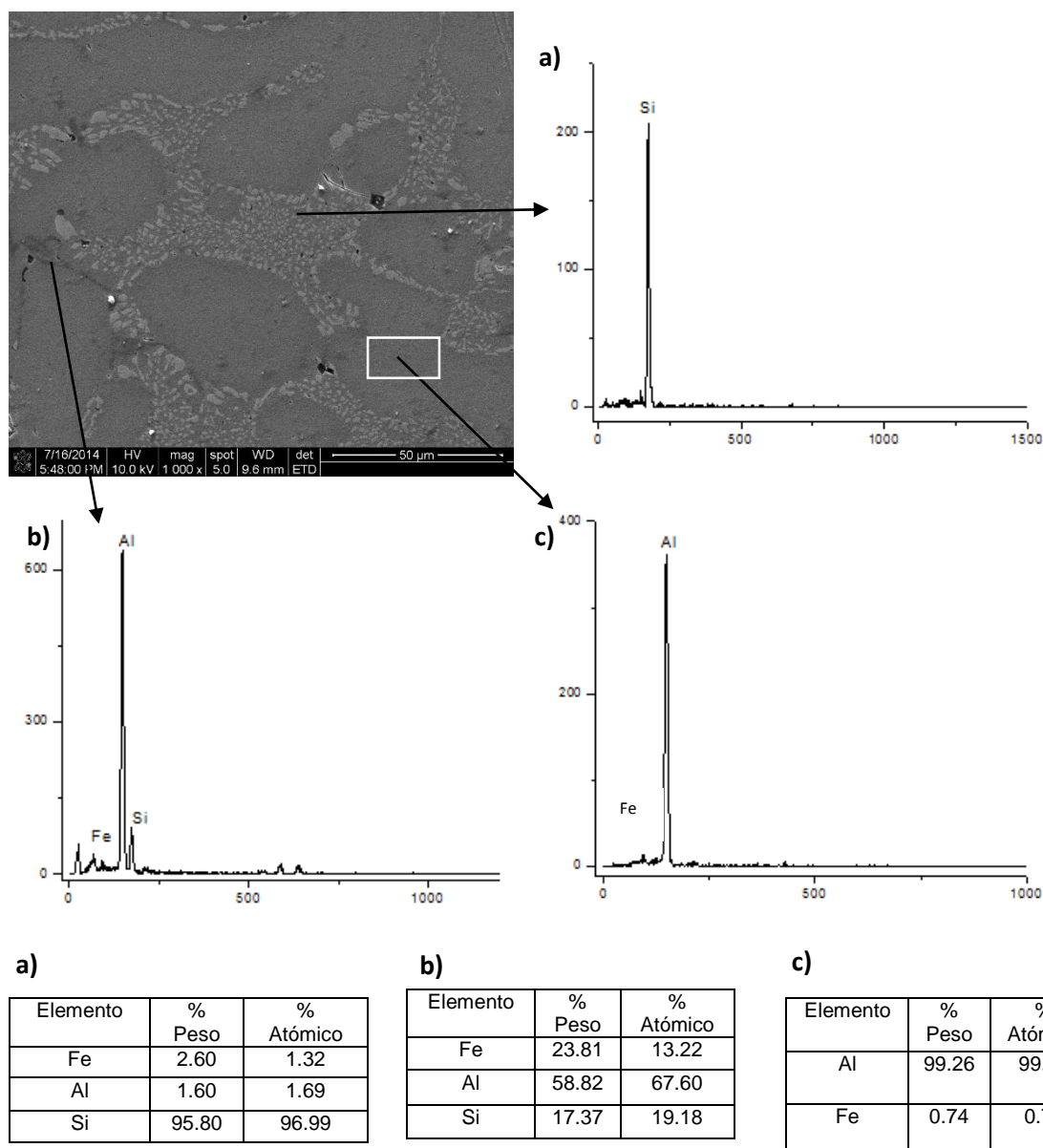


Fig. 6.17 Análisis químico puntual de zona seleccionada de aleación A356.

6.4.3 Determinación de DRX

Se realizó difracción de rayos X con el fin de observar la variación en la posición angular del pico característico de difracción {311} de la matriz de aluminio de la aleación A356. Fig. 6.18 muestra las gráficas de difracción de la aleación A356 obtenidas en condiciones de solubilizado, en condición de máxima dureza (8 hrs en 170°C, 1 hr a 240°C), y en condición de sobreenviejado (100 hrs en ambas temperaturas 170 y 240°C).

Se observa que a la temperatura de 170°C en la posición de máxima dureza (8 hrs) se tiene un aumento de 0.02°, de 77.93° en la posición de solubilizado a 77.95, manteniéndose para la condición de sobreenviejado. Para la temperatura de 240°C se observa mayor incremento en cuanto a la posición angular para la condición de máxima dureza (1hr), aumentando 0.12°, de 77.93° en solubilizado a 78.05°. Mientras que para la condición de sobreenviejado se observa un aumento de 0.1° de 77.93° a 78.03°. Los resultados detallados se observan en la Tabla 6.5.

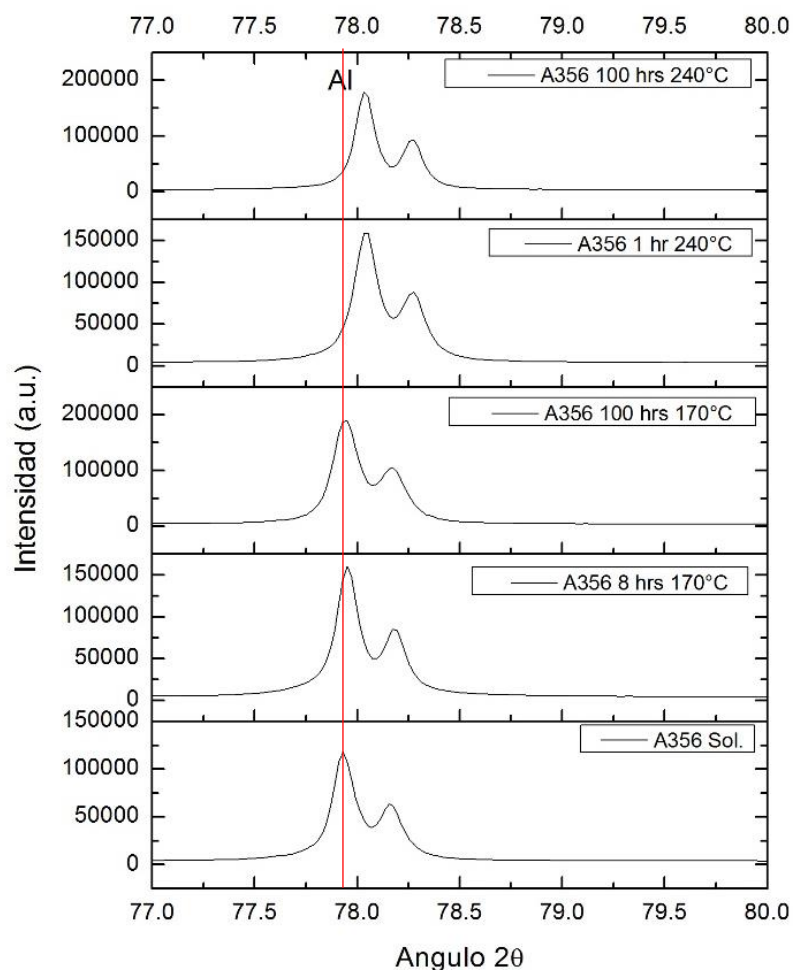


Fig. 6.18 Variación de la posición angular del pico característico {311} en función del tiempo de envejecido a 170 y 240°C de la aleación A356.

Los resultados detallados se observan a continuación en la Tabla 6.4.

Tabla 6.5 Cambio en la posición angular del pico característico de difracción {311} de la matriz de aluminio de la aleación A356 en función de la temperatura de envejecido.

Aleación	Temperatura de envejecimiento °C	Angulo de difracción del pico {311} del Al, en condición de Solubilizado.	Angulo de difracción en condición de máxima dureza.	Angulo de difracción en condición de Sobreenviejido Durante 100 hrs.	Variación angular en condición de máxima dureza	Variación angular en condición de sobreenviejido
A356	170°C	77.93°	77.95°/8hrs	77.95°	+0.02°	+0.02°
	240°C	77.93°	78.05°/1hr	78.03°	+0.12	+0.1°

Los cambios presentados en la aleación A356 presentan un aumento en la posición angular, por consiguiente propiciará una reducción en el parámetro de red de la matriz de aluminio. Dichos cambios se deben principalmente por la precipitación de partículas de Mg_2Si . Donde los cambios en la posición angular pueden ser asociados por el incremento o decremento de esfuerzos internos producidos por la precipitación de estas partículas. Es decir al encontrarse en condición de solubilizado la aleación contiene en solución los elementos que posteriormente en el envejecido precipitaran y brindaran mejores propiedades, al alcanzar la condición de máxima dureza las partículas se hacen coherentes con la matriz de aluminio contribuyendo al aumento de esfuerzos internos y a la reducción del parámetro de red de la matriz de Al, que se traduce en el incremento en la posición angular del pico de la matriz de Al. Conforme se incrementa el tiempo de envejecido la condición de sobreenviejido se hace presente propiciando el aumento en tamaño de las partículas, haciéndolas incoherentes con la matriz, reduciendo así el campo de esfuerzos de compresión, y promoviendo así el incremento el parámetro de red, como se observa en la temperatura de 240°C a 100 hrs de envejecido. [32]

La Fig. 6.19 muestran la variación del parámetro de red del pico {311} de la aleación A356 en función de la temperatura de envejecido, en donde se observa cómo se mencionó anteriormente que el parámetro de red disminuye debido a la secuencia de precipitación de las partículas. Se muestra mayor reducción en la temperatura de 240°C. La reducción es de 0.0006nm para la condición de 240°C desde 0.4066 en condición de solubilizado a 0.4060, mientras que para la condición de 170°C redujo solo 0.0002nm a 0.4064.

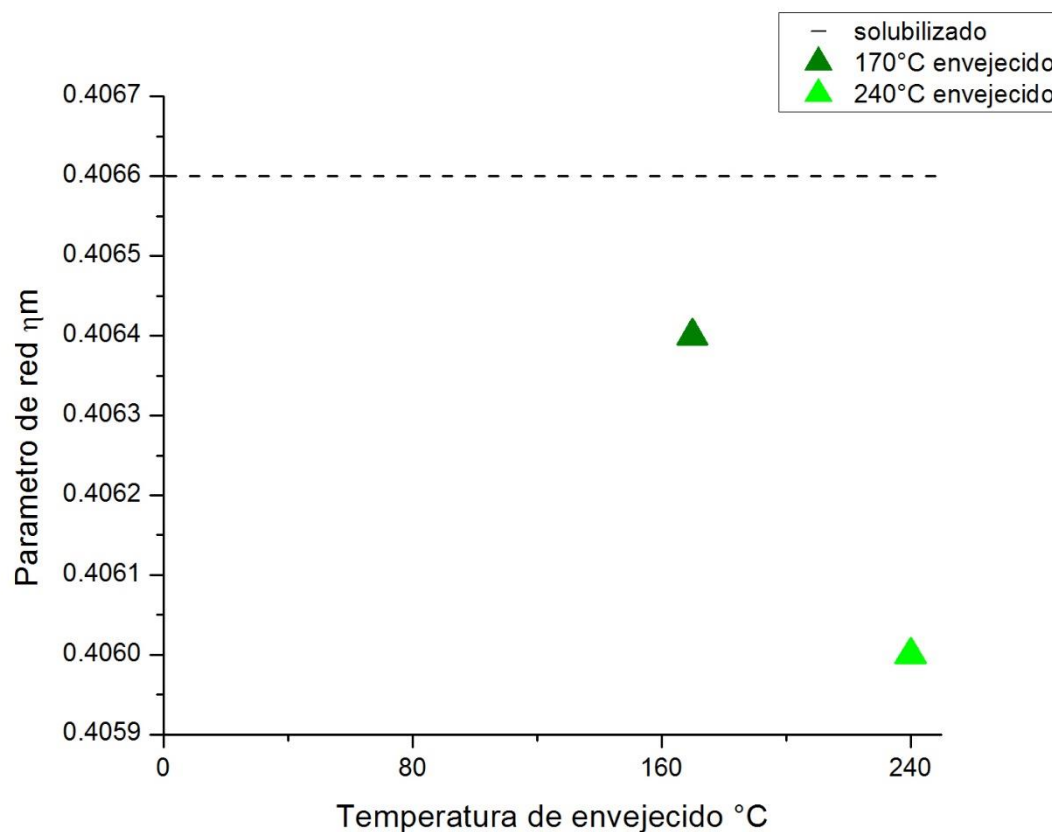


Fig.6.19 Variación del parámetro de red del pico de difracción {311} en aleación A356 en función de la temperatura de envejecido.

6.5 Aleación A356+Cu

6.5.1 Determinación de Dureza

La Fig. 6.20 muestra los resultados de microdureza de la aleación A356 +0.5Cu, tanto del tratamiento térmico realizado a 170 y a 240°C, en donde se describe el comportamiento típico esperado para aleaciones endurecibles por precipitación, donde la dureza incrementa hasta alcanzar un valor máximo y después disminuye con el tiempo de envejecido. El valor máximo de dureza así como el tiempo requerido para alcanzar dicho valor incrementa a medida que la temperatura de envejecido disminuye. [1-3]

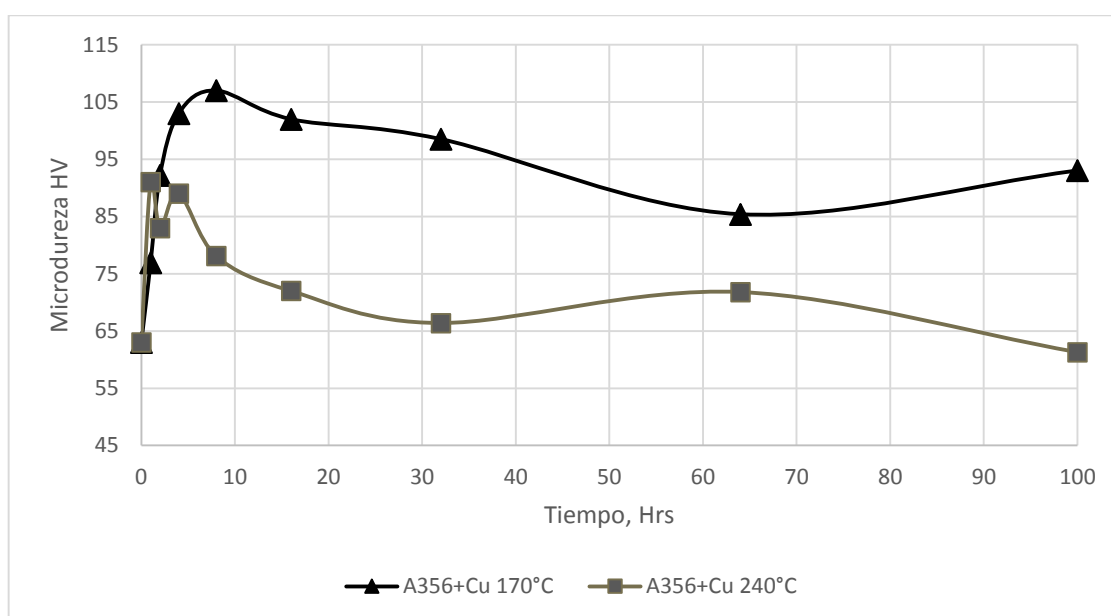


Fig. 6.20 Variación de la microdureza de la aleación A356+Cu en función del tiempo de envejecido a 170 y 240°C.

En este caso el valor máximo de dureza se observa a la temperatura de envejecido de 170°C y 8 hrs con un valor de dureza de 107 HV, mientras que para el envejecido realizado a 240°C, 1 hr se obtiene una dureza de 91 HV.

6.5.2 Caracterización microestructural

La Fig. 6.21 muestra las imágenes de la aleación A356+Cu en sus diferentes condiciones de tratamiento térmico, en donde se observa la microestructura dendrítica de aluminio (α) rodeada por eutéctico aluminio-silicio característico de las aleaciones 3xx, la modificación del eutéctico se presenta en forma fibrosa

finamente dispersa, característica de un grado 4, se observa la presencia de precipitados intermetálicos fase Fe (β) en forma de agujas, como lo ha reportado A. Hernández en su trabajo de investigación. [43]

La Fig. 6.21 b) muestra la microestructura de la aleación A356+Cu en condición de solubilizado, donde como en la aleación A356, ocurre la disolución parcial el eutéctico Al-Si.

La Fig. 6.21 c) y e), presenta a microestructuras de las muestras en condición de dureza máxima. Envejecido a 170°C 8 hrs, y 240°C 1 hr. Con el sobre-envejecido a ambas temperaturas Fig. 6.21 d) y f) se incrementa el tamaño de brazo dendrítico.

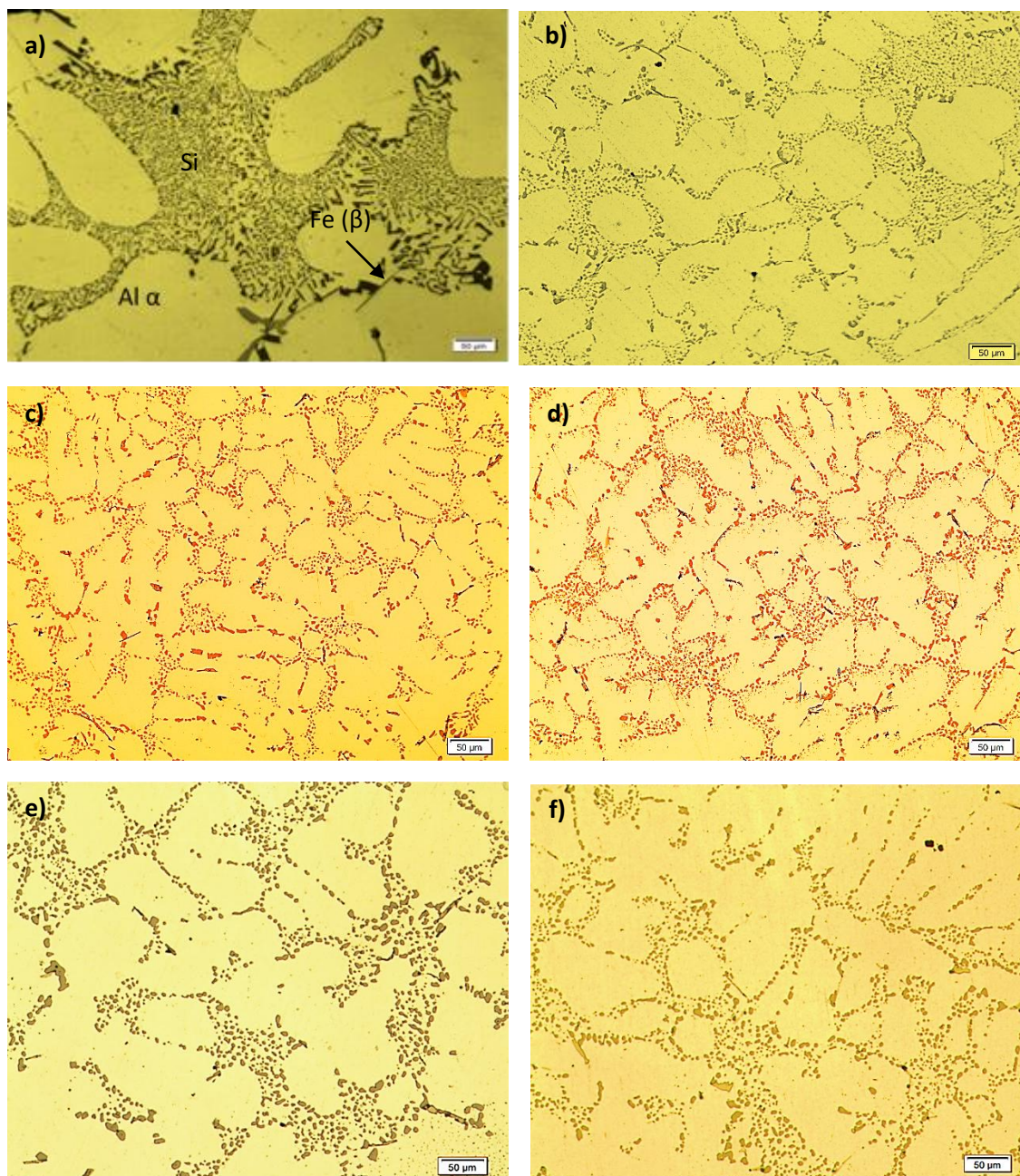


Fig. 6.21 Aleación A356+Cu/ a) Vaciado, b) Solubilizado, c) envejecido 170°C, 8 hrs, d) envejecido 170°C, 100 hrs, e) envejecido a 240°C, 1 hr, f) envejecido 240°C. 100 hrs.

En la Fig. 6.22 se muestra un mapeo de los elementos químicos en la microestructura de la aleación A356+Cu, donde se observa que la matriz está formada por aluminio y el eutéctico de Al-Si principalmente.

Las partículas en forma de placas o aciculares contienen Fe.

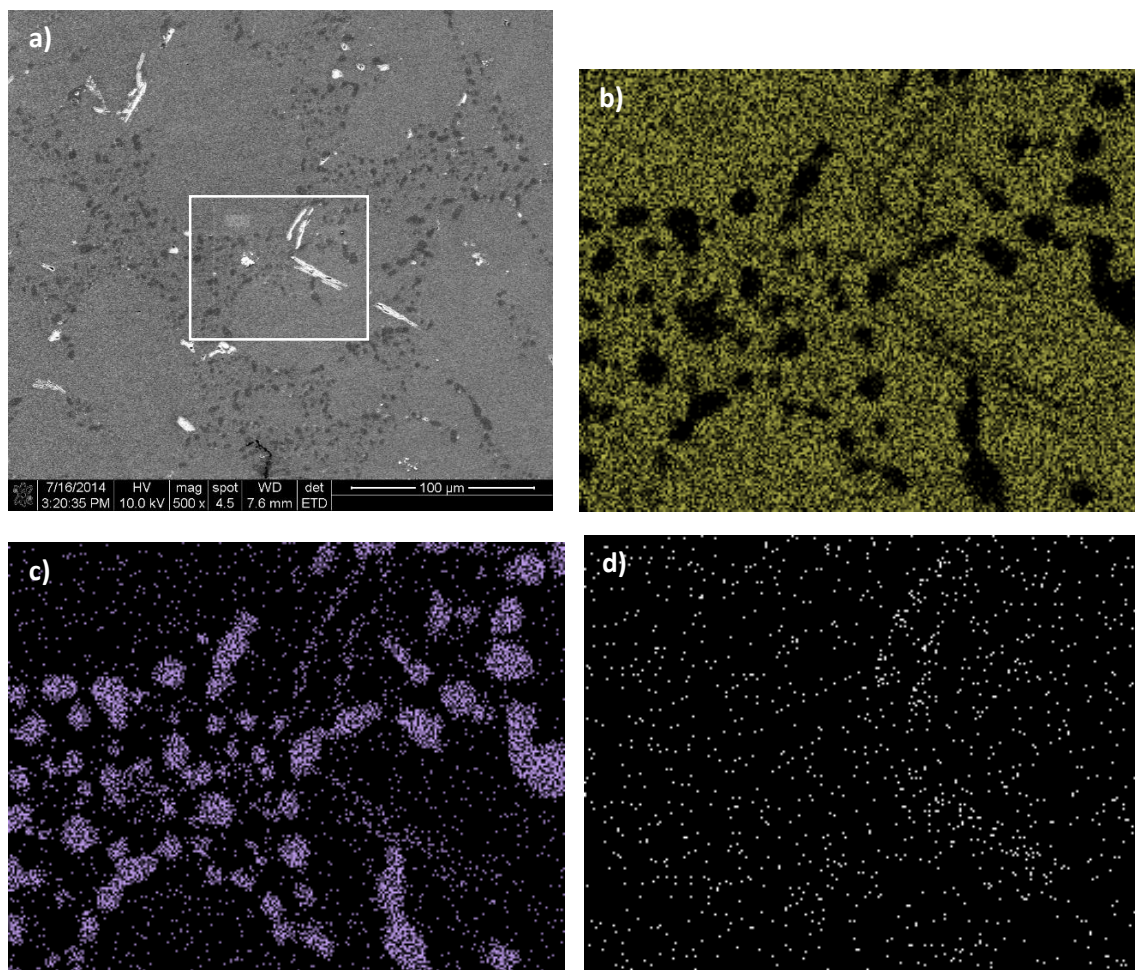


Fig. 6.22 Mapeo de aleación A356+Cu 100hrs a 240°C, a) Zona seleccionada en recuadro a 500 x, b) matriz de aluminio en amarillo, c) Silicio en morado, d) Fe en blanco.

A continuación en la Fig. 6.23 se muestra el análisis químico semicuantitativo puntual tomado por EDX, en donde se comprueba que el área de la matriz está compuesto de aluminio, las zonas de color gris están compuestas de silicio, y las islas grises son intermetálicos de Al-Fe-Si.

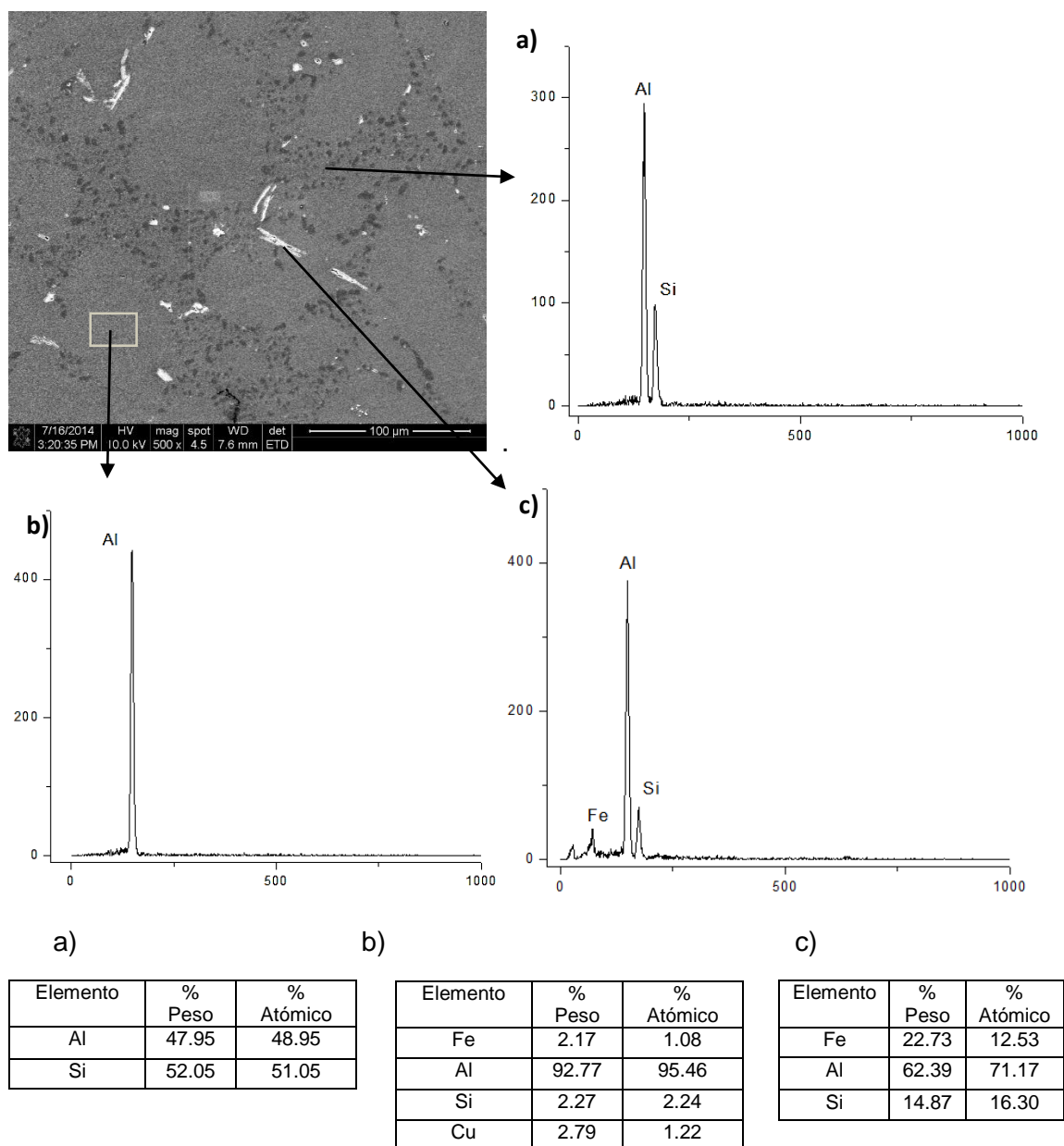


Fig. 6.23 Análisis químico puntual de zona seleccionada de aleación A356+Cu.

6.5.3 Determinación de DRX

Se realizó difracción de rayos X con el fin de observar la variación en la posición angular del pico característico de difracción {311} de la matriz de aluminio de la aleación A356+Cu. La Fig. 6.24 muestra las gráficas de difracción de la aleación A356+Cu obtenidas en condiciones de solubilizado, en condición de dureza máxima (8 hrs en 170°C, 1 hr a 240°C), y en condición de sobreenviejado (100 hrs en ambas temperaturas 170 y 240°C).

Se observa que a la temperatura de 170°C en la posición de máxima dureza (8 hrs) se tiene una disminución de posición angular de 0.04°, de 78.01° en la posición de solubilizado a 77.97, manteniéndose para la condición de sobre-envejecido. Mientras que para la temperatura de 240°C se observa un incremento en cuanto a la posición angular tanto para la condición de máxima dureza (1hr), como para la condición de sobre-envejecido, aumentando 0.06°, de 78.01° en solubilizado a 78.07°. Los resultados detallados se observan en la Tabla 6.6.

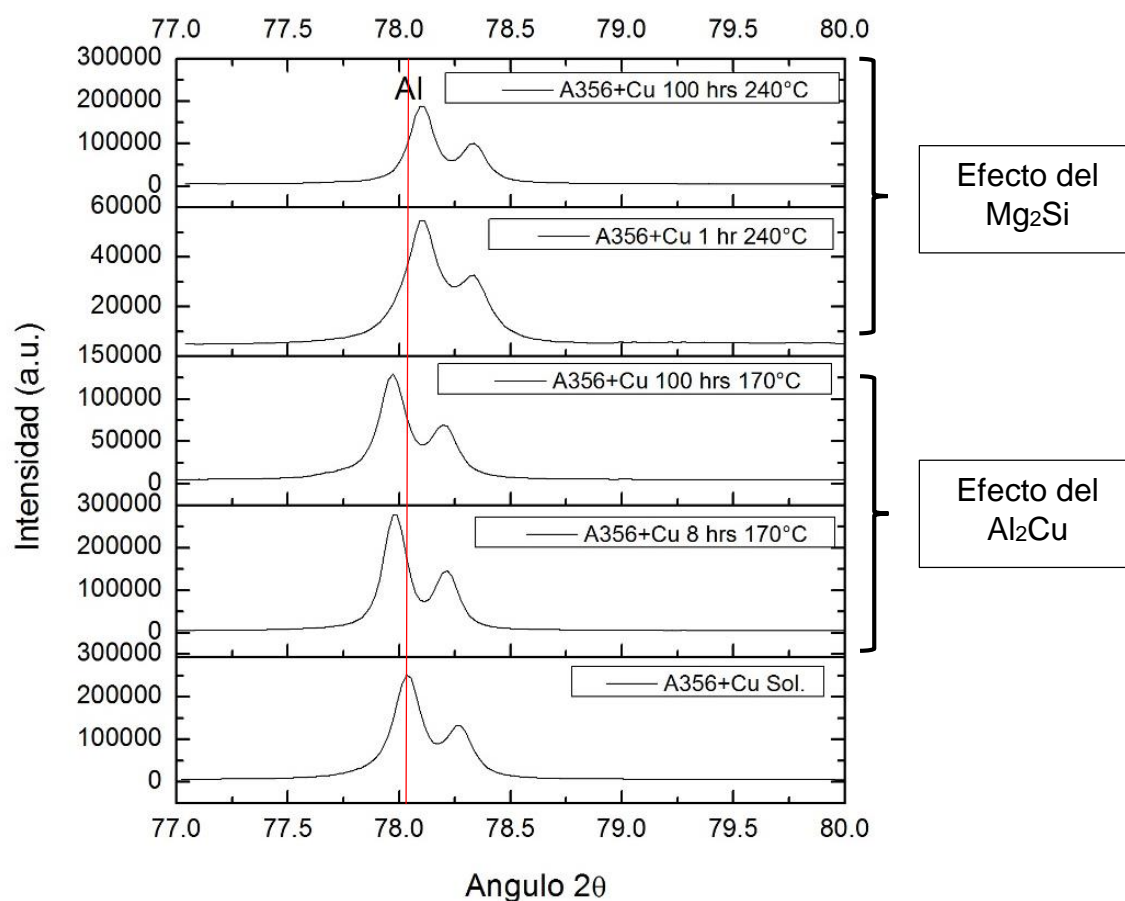


Fig. 6.24 Variación de la posición angular del pico característico {311} en función del tiempo de envejecido a 170 y 240°C de la aleación A356+Cu.

Tabla 6.6 Cambio en la posición angular del pico característico de difracción {311} de la matriz de aluminio de la aleación A356+Cu en función de la temperatura de envejecido.

Aleación	Temperatura de envejecimiento °C	Angulo de difracción del pico {311} del Al, en condición de Solubilizado.	Angulo de difracción en condición de máxima dureza.	Angulo de difracción en condición de Sobre-envejecido Durante 100 hrs.	Variación angular en condición de máxima dureza	Variación angular en condición de sobre-envejecido
A356	170°C	78.01°	77.97° /8hrs	77.97°	-0.04°	-0.04°
	240°C	78.01°	78.07° /1hr	78.07°	+0.06°	+0.06°

Los cambios presentados en la aleación A356+Cu para la temperatura de 170°C de envejecido presentan una disminución en la posición angular, por consiguiente propiciará un aumento en el parámetro de red de la matriz de aluminio. Mientras que para la temperatura de envejecido a 240°C se observa un aumento en la posición angular, propiciando una disminución en el parámetro de red del aluminio.

La Fig. 6.25 muestran la variación del parámetro de red del pico {311} de la aleación A356 en función de la temperatura de envejecido, en donde se observa cómo el parámetro de red aumenta en la temperatura de 170°C y disminuye en la de 240°C. El aumento es de 0.0002 nm para la condición de 170°C desde 0.4062 en condición de solubilizado a 0.4064, mientras que para la condición de 240°C redujo 0.0002 nm a 0.4060.

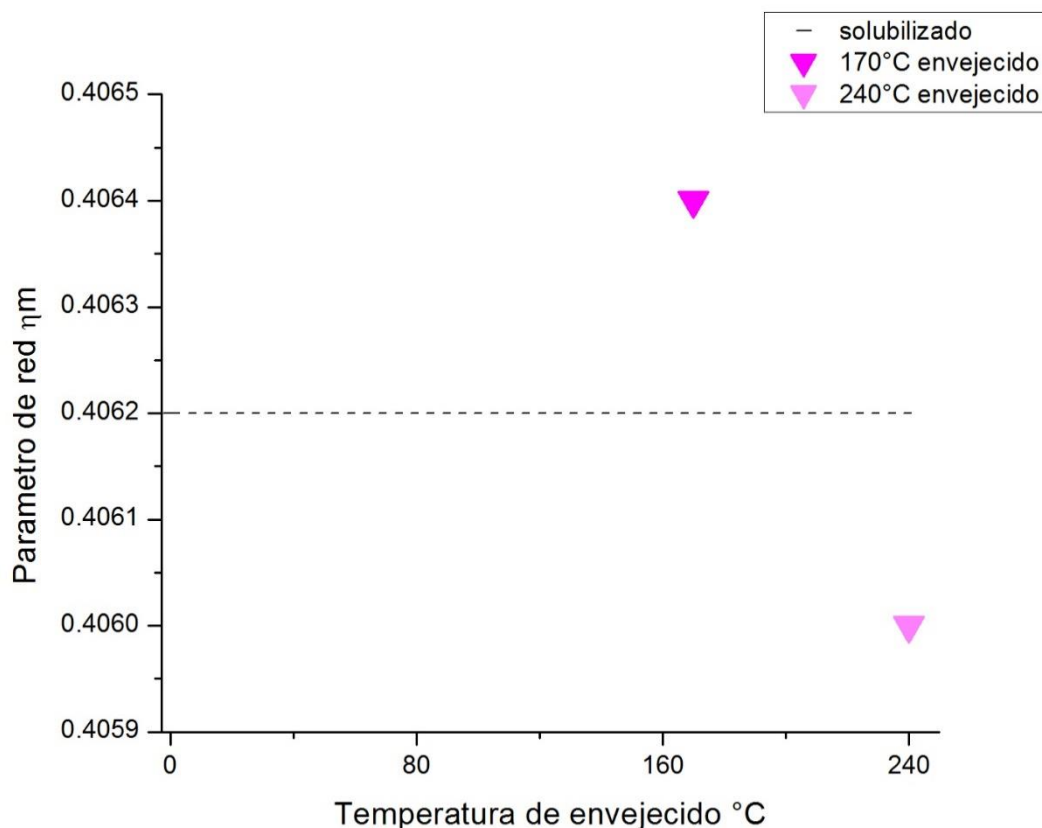


Fig.6.25 Variación del parámetro de red del pico de difracción [311] en aleación A356+Cu en función de la temperatura de tratamiento térmico.

Al realizar un tratamiento térmico de envejecido se promueve la precipitación de partículas según la naturaleza de la aleación, debido a que la aleación A356+Cu contiene porcentaje de Mg de 0.32% y Cu con 0.47% (Ver Tabla 6.1), se observa que las partículas de Al_2Cu a menor temperatura alcanzan un tamaño óptimo antes que las partículas de Mg_2Si y tienen efecto en la aleación, mientras que a mayor temperatura, como se ha observado en la aleación A356 las partículas de Mg_2Si tienen mayor efecto y reducen el parámetro de red. Es decir las partículas de Al_2Cu necesitan más tiempo a menor temperatura para alcanzar un tamaño óptimo, mientras que al incrementar la temperatura se acelera este proceso y no llegan a alcanzar un tamaño óptimo, pero las partículas de Mg_2Si si llegan a tener efecto sobre el tamaño de red a mayor temperatura.

6.6 Comportamiento general de las aleaciones

Introducción

A continuación se presenta los resultados de dureza de las cuatro aleaciones analizadas, en donde se observa las diferencias entre cada una de ellas y de las temperaturas a las que se llevó a cabo el tratamiento térmico de envejecido. De igual forma se presenta los resultados de parámetro de red obtenidos de la posición angular a la que aparece el pico característico de difracción de la matriz de aluminio {311}.

6.6.1 Resultados generales de dureza

La Fig. 6.26 presenta la gráfica con las curvas de microdureza de las aleaciones analizadas a 170°C de temperatura de envejecido, en donde se observa que las aleaciones con cobre (206, 319) obtienen mayor valor de dureza, de hasta 150 HV, y posteriormente decae el valor conforme se envejece el material, mientras que las aleaciones A356 y A356+Cu tienen valores muy similares alcanzando valores máximos de microdureza de 113 HV.

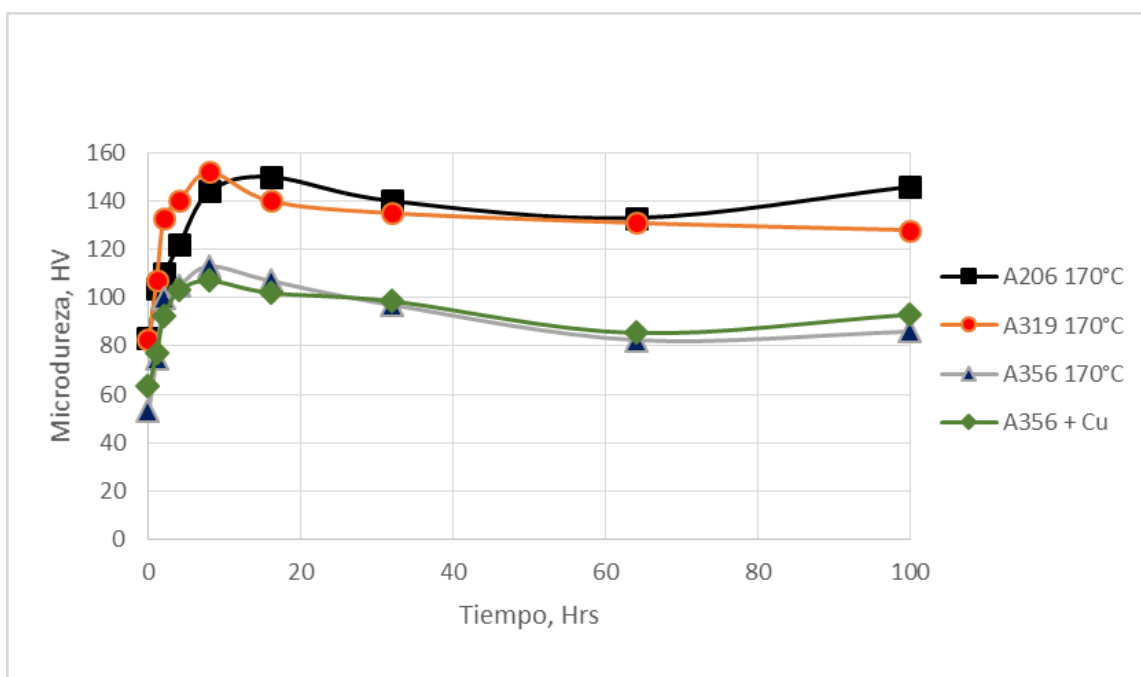


Fig.6.26 Resultados generales de microdureza Vickers de las aleaciones envejecidas a 170°C.

En la Fig. 6.27 se presenta la gráfica de microdureza de las aleaciones analizadas, a las cuales se les dio un envejecido a una temperatura de 240°C,

en donde de igual manera que la Fig. 6.26 las aleaciones que presentaron mayor incremento en la microdureza fueron las aleaciones con cobre (206 y 319), alcanzando valores máximos de hasta 120 HV, mientras que en las aleaciones A356 y A356 + Cu se observa que ambas alcanzan un valor máximo de 91 HV, y posteriormente decae su valor conforme se envejece el material, teniendo a la aleación A356 como la que más decae su valor de dureza, siendo por lo tanto la aleación más dúctil.

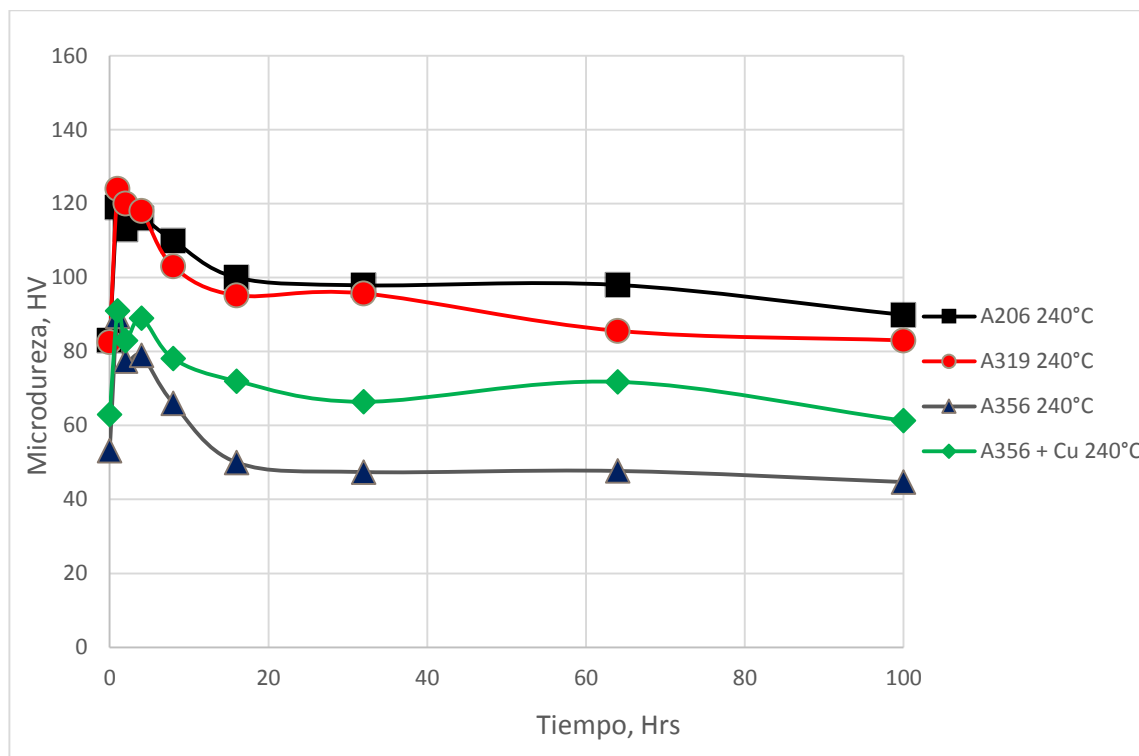


Fig.6.27 Resultados generales de microdureza Vickers de las aleaciones analizadas a 240°C de temperatura de tratamiento térmico.

La Tabla 6.1 presenta la composición química de las aleaciones estudiadas, muestra que este comportamiento en la microdureza de las muestras envejecidas tiene relación con su composición química.

Tabla 6.1 Composición química de las aleaciones de aluminio

Aleación	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Sr(ppm)	Ti	B(ppm)
206	0.02	4.9	0.31	0.15	0.2	0	0.05	30
319	8.1	3.1	0.32	0.69	0.4	140	0.18	30
A356	7.4	0.01	0.41	0.15	0.06	140	0.18	20
A356+0.5Cu	7.2	0.47	0.32	0.18	0.9	140	0.14	20

Las aleaciones 206 y 319 tienen una diferencia notable en su contenido de silicio mientras que el contenido de Cu es semejante. Por lo que se deduce que el comportamiento similar de estas aleaciones es atribuible al contenido de cobre. Este elemento es pues el responsable, principalmente del endurecimiento por precipitación en ambas aleaciones.

En cuanto a las aleaciones A356 y A356+Cu, el contenido de silicio es semejante, la diferencia radica en los contenidos de cobre y magnesio. En el caso de la Aleación A356+Cu, es este elemento el que favorece el incremento en la microdureza de la aleación, respecto de la aleación A356.

Por este comportamiento en la microdureza durante el envejecido, los resultados siguientes se discuten para conveniencia, agrupando las aleaciones 206 y 319 y las A356 y A356+Cu.

6.6.2 Resultados generales de parámetro de red

La Tabla.6.7 presenta de forma resumida la variación de la posición angular del pico característico de difracción {311} de la matriz de aluminio de las cuatro aleaciones analizadas , y se muestra los resultados obtenidos en el 2003 por Cavazos y Colás. [32]

Tabla. 6.7 Variación de la posición angular del pico característico de difracción {311} de la matriz de aluminio de las aleaciones analizadas

Aleación	Temperatura tratamiento	Angulo en Solubilizado	Angulo en Máx dureza	Angulo en Sobreenviejido (100 hrs)	Variación máx. Dureza	Variación en Sobreenviejido
206	170°C	78.15°	78.09 (8 hrs)	77.97°	-0.06°	-0.18°
	240°C	78.15°	78.03° (1 hr)	78.03°	-0.12°	-0.12°
319	170°C	78.07°	77.95° (8 hrs)	77.95°	-0.12°	-0.12°
	240°C	78.07°	78.05° (1 hr)	78.03°	-0.02°	-0.04°
A356	170°C	77.93°	77.95° (8 hrs)	77.95°	+0.02°	+0.02°
	240°C	77.93°	78.05° (1 hr)	78.03°	+0.12	+0.1°
A356+Cu	170°C	78.01°	77.97° (8 hrs)	77.97°	-0.04°	-0.04°
	240°C	78.01°	78.07° (1 hr)	78.07°	+0.06°	+0.06°
6063/ Cavazos y Colás	180°	78.07°	78.16° (8hrs)	78.13° (24 hrs)	+0.09°	+0.06

Las aleaciones 206 y 319 son aleaciones con cobre (mayor a 3.1% peso) y en ambas se presentó una reducción en el ángulo en que aparece el pico característico {311} de la matriz de aluminio, ocasionando un incremento en el parámetro de red como se observa en la Fig. 6.28, donde se puede apreciar que hay mayor incremento en el parámetro de red del aluminio a una temperatura de envejecido de 170°C en ambas aleaciones, teniendo un valor mayor la aleación 319. Las posiciones de referencia es el valor del parámetro de red que obtuvieron las aleaciones solubilizadas.

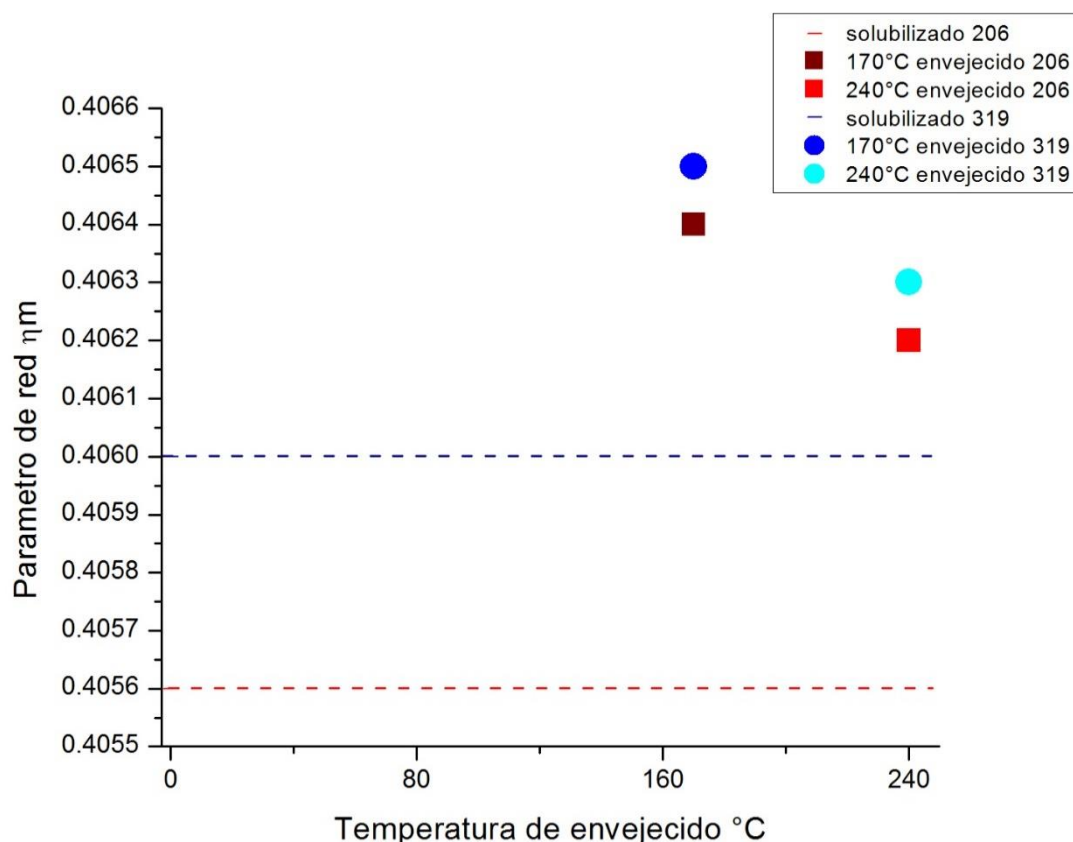


Fig. 6.28 Resultados de parámetro de red de matriz de aluminio de aleaciones 206 y 319 en función de la temperatura de tratamiento térmico.

En la fig. 6.29 se presenta los resultados de las aleaciones Al-Si-Mg, en este caso A356 y A356+Cu, en el caso de la aleación A356 se observa un decremento en el parámetro de red en ambas temperaturas de tratamiento térmico, siendo mayor la reducción a la temperatura de 240°C. La aleación A356+Cu presenta a

la temperatura de 170°C un ligero aumento en el valor del parámetro de red, y a la temperatura de 240°C presenta una disminución en su valor.

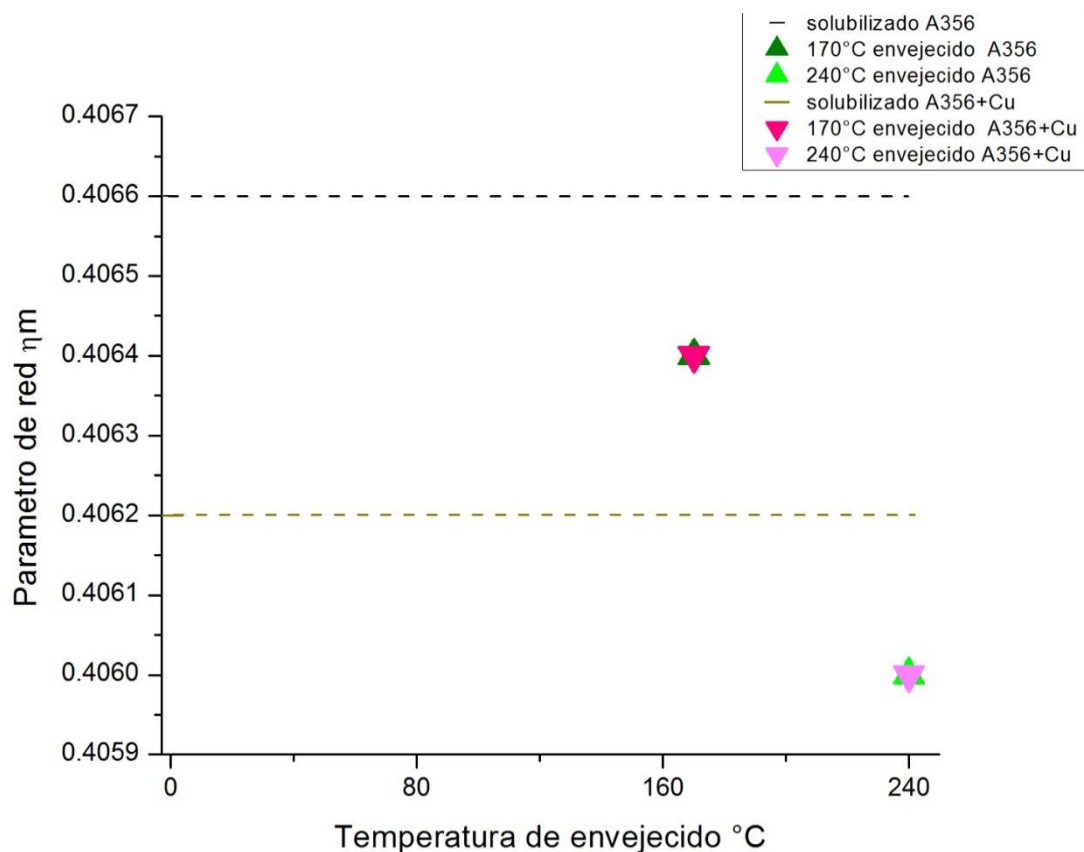


Fig. 6.29 Resultados de parámetro de red de matriz de aluminio de aleaciones A356 y A356+Cu en función de la temperatura de tratamiento térmico.

La Fig. 6.30 muestra los resultados de las posiciones del parámetro de red del pico característico de difracción {311} de las cuatro aleaciones analizadas y a las 2 temperaturas de tratamiento térmico. Se observa que las aleaciones con cobre (206 y 319) presentan un parámetro de red inicial menor a las aleaciones A356 y A356+Cu, y a temperatura de tratamiento térmico de 170°C incrementan su valor en parámetro de red, teniendo un valor mayor la aleación 319. En el caso de la aleación A356 se observa que el valor del parámetro de red en solubilizado es el mayor de las cuatro aleaciones, obteniendo pues un decremento en parámetro de red en ambas temperaturas de tratamiento térmico, siendo mayor la reducción a la temperatura de 240°C. La aleación A356+Cu presenta un valor mayor en el parámetro de red en solubilizado que las aleaciones con cobre, pero menor que la aleación A356, a la temperatura de 170°C presenta un ligero aumento en el valor del parámetro de red, y a la temperatura de 240°C presenta una disminución en su valor. Se observa también que las aleaciones 206, A356 y A356+Cu

coinciden en el mismo valor de parámetro de red a 170°C, teniendo un valor en el parámetro de red de 0.4064nm, mientras que a la temperatura de 240°C de envejecido las aleaciones A356 y A356+Cu obtienen un mismo valor de parámetro de red de 0.4060 nm.

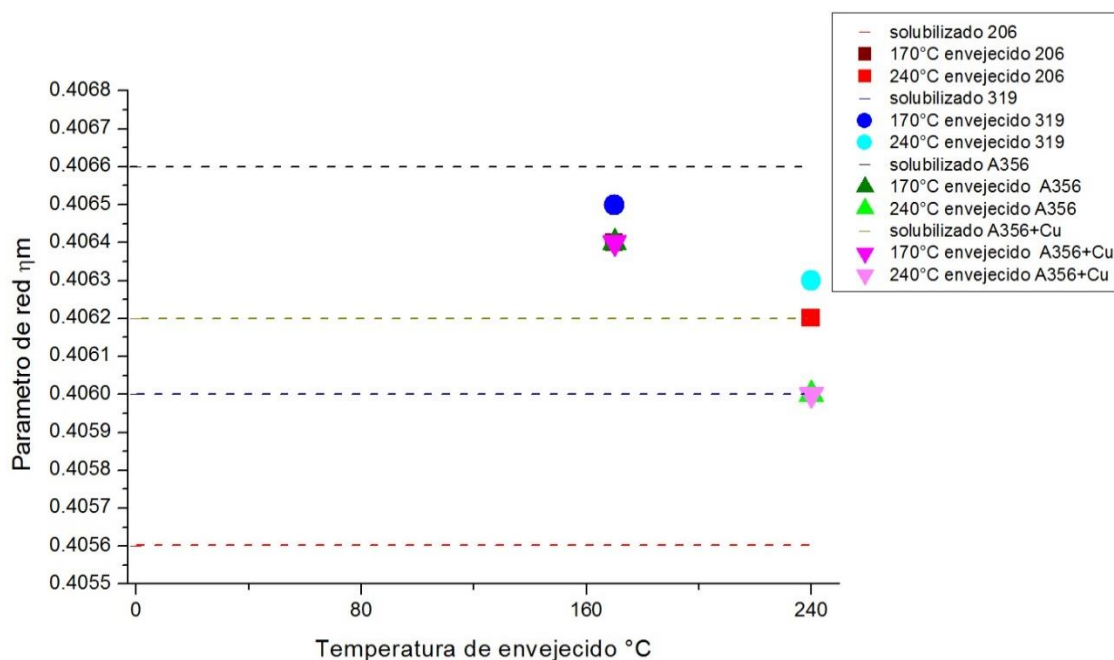


Fig.6.30 Resultados generales de Parámetro de red de las aleaciones de aluminio analizadas en función de la temperatura de tratamiento térmico.

Según los resultados obtenidos, se observa que las aleaciones Al-Cu (206 y 319) que según la Tabla 6.1 poseen alto contenido en cobre, y la precipitación de Al_2Cu en ambas aleaciones durante el envejecido tienden a aumentar el parámetro de red de la matriz de aluminio, siendo mayor el incremento a temperatura baja de envejecido (170°C).

En la aleación A356 de Al-Si-Mg se observa claramente una reducción en el parámetro de red, siendo mayor la reducción a alta temperatura de envejecido, dichos cambios se asocian a la secuencia de precipitación de partículas Mg_2Si .

En cuanto a la aleación A356+Cu de Al-Si-Cu-Mg se observa un aumento en el parámetro de red de la matriz de aluminio a temperatura baja de envejecido, mientras que para temperatura alta de envejecido se observa un decremento. Dicho comportamiento supone que a temperatura baja de envejecido (170°C) las partículas de cobre Al_2Cu son las que actúan sobre el parámetro de red, haciéndolo incrementar, mientras que al aumentar la temperatura de envejecido

son las partículas de Mg_2Si las que tienen efecto en el parámetro de red haciendo disminuir.

El comportamiento observado llega a concluir que la precipitación durante el envejecido de compuestos intermetálicos Al_2Cu , tienden a incrementar el parámetro de red de la matriz de aluminio, mientras que la precipitación de compuestos Mg_2Si tienden a reducir el parámetro de red de la matriz de aluminio. Particularmente a envejecidos con mayor temperatura como la de $240^{\circ}C$. Así mismo la cinética de precipitación de compuestos en estas aleaciones es también fundamental.

Los resultados de este trabajo son de vital importancia dentro de la construcción de monoblocks y cabezas de motor, ya que variaciones en el parámetro de red indican cambios dimensionales, cambios que podrán surgir en funcionamiento de las máquinas, debido a la temperatura de operación y que podrían ocasionar un mal funcionamiento.

Así pues el aumento en el parámetro de red de las Aleaciones Al-Cu se traduciría en un aumento dimensional de componentes, y en el caso de las aleaciones Al-Si-Mg una reducción en el parámetro de red ocasionando ligeras reducciones dimensionales. Estos resultados son consistentes con las pruebas realizadas por H.Y Hunsicker, que en 1980 realizó prueba dilatómetricas a distintas aleaciones de aluminio durante un tiempo de 100 hrs, en donde las aleaciones con cobre mostraron un incremento dimensional, y las aleaciones con magnesio no mostraron cambios significativos, sino que continuaron con las mismas dimensiones.

CAPÍTULO 7. CONCLUSIONES

7.1 Conclusiones

1.- Los ensayos de dureza mostraron el comportamiento típico de endurecimiento por envejecido para las aleaciones de aluminio, mostrando un incremento en la dureza durante las primeras horas de envejecido y posteriormente una disminución debido al sobre-envejecimiento de las muestras.

2.- Las aleaciones Al-Cu (206 y 319) presentaron mayor incremento en dureza que las aleaciones Al-Si-Mg (A356 y A356+Cu), y el mayor incremento en la dureza se presentó a temperatura de envejecido baja (170°C) en todas las aleaciones.

3.- Los tratamientos térmicos de envejecido y sobre-envejecido ejercen influencia sobre la posición del pico de difracción {311} de la matriz de aluminio, ocasionando un aumento o decremento en el ángulo de difracción según la naturaleza de las partículas que precipiten en la matriz de aluminio.

4.- Las aleaciones Al-Cu 206 y 319, mostraron un incremento en el parámetro de red de la matriz de aluminio, presentando mayor incremento a temperatura de envejecido baja (170°C).

5.- La aleación Al-Si-Mg A356 presentó una reducción en el parámetro de red de la matriz de aluminio, presentando mayor reducción a una temperatura mayor de envejecido (240°C). Mientras que la aleación A356+Cu de Al-Si-Cu-Mg presentó un ligero aumento en el parámetro de red de la matriz de aluminio a temperatura baja de envejecido y una reducción a temperatura de envejecido alta (240°C).

6.- El incremento en el parámetro de red de la matriz de aluminio en las aleaciones 206 y 319 se atribuye a la precipitación de partículas Al_2Cu , mientras que la reducción del parámetro de red de la matriz de aluminio de la aleación A356 se atribuyen a la precipitación de partículas Mg_2Si . En cuanto a la aleación A356+Cu el aumento en el parámetro de red de la matriz de aluminio para un envejecido a baja temperatura (170°C, 8 hrs.) se asocia a la precipitación de partículas Al_2Cu , mientras que para un tratamiento de envejecido a alta temperatura (240°C a 1hr), la precipitación de partículas Mg_2Si se encarga de reducir el parámetro de red.

7.- Los resultados de metalografía óptica electrónica de barrido de las muestras con tratamiento térmico de solución y envejecido mostraron cambios en la morfología de fases presentes en las aleaciones de aluminio, especialmente muestra la secuencia de globulización parcial del silicio eutectico, pero no permiten observar la precipitación de las partículas.

7.2 Recomendaciones

- 1.- Realizar pruebas de difracción de rayos X a lo largo de las muestras tratadas térmicamente para corroborar la precipitación de partículas de Al_2Cu y Mg_2Si .
- 2.-Tomar imágenes en TEM para observar los precipitados formados y corroborar su naturaleza.
- 3.- Realizar pruebas dilatométricas a mismas condiciones en temperatura y tiempos de envejecido para corroborar los cambios dimensionales de las aleaciones de aluminio con el tratamiento de envejecido.

REFERENCIAS

- [1] ASM SPECIALITY HANDBOOK, Aluminum and Aluminum Alloys, ASM INTERNATIONAL
- [2] Vadim S. Zolotorevsky, Nikolai A. Belov, Michael V. Glazoff, Casting Aluminum Alloys, Elsevier, 2007
- [3] Charlie R. Brooks, Heat treatment, structure and properties of nonferrous alloys, American Society for Metals, Metals Park, Ohio 44073.
- [4] Donald R. Askeland, Ciencia e Ingeniería de los Materiales
- [5] R.I. Mackay, J. E. Gruzleski, "Quantification of iron in aluminium silicon foundry alloys via thermal analysis", International Journal of Cast Metals Research, vol. 10, pp. 131-145 (1997)
- [6] Fleming, Merton C., "Solidification Processing", Mc Graw-Hill, U.S.A. (1974).
- [7] J.H. Perepezco, "Nucleation Kinetics", ASM Handbook vol. 15 Castings, ASM, U.S.A., pp. 101-108 (1992).
- [8] Lenard Backerud, Ella Krol and Jarmo Tamminen; "Solidification Characteristics of Aluminium Alloys, vol. 1: Wrought Alloys"; Skanuminium; Oslo, Norway; (1986).
- [9] D. Apelian, Aluminum Cast Alloys: Enabling tools For improved Performance, Worldwide Report, NADCA, 2009.
- [10] John Gruzleski and Bernard M. Closset, "The treatment of liquid aluminum silicon alloys" American Foundrymen's Society, Inc., 1990.
- [11] John R. Brown. Foseco Non-Ferrous Foundryman's Handbook. 11ed. Butterworth Heinemann. 1999 (
- [12] American Society for Metals, Casting, Vol. 15, 1992
- [13] Sathyapal Hegde K. Narayan Prabhu, Modification of eutectic silicon in Al-Si Alloys, Springer, 2008
- [13'] Adam Warren at the Interactive Learning centre. University of Southampton. Last updated 17 november 1997. <http://www.southampton.ac.uk/~pasr1/al-si.htm>
- [14] Aluminum Casting Technology" AFS, Inc. 2001.
- [15] A.K. Dahle. Eutectic modification and microstructure development in Al-Si alloys. (2005).
- [16] John Gilbert Kaufman, Elwin L. Rooy Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications AFS 2004
- [17] ASM Handbook Volume 15. Casting. 1998. pp 183-186, 348-369, 1622-1694.
- [18] Gabriela Popescu, Vasile Soare, Mitrica Dumitru, Gheorghe Iacob, Obtaining and characterization of nanostructured Al-Sr master alloys, Supplemental proceedings, Volume 2, Materials properties, Characterization and modeling, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2012

- [19] Joseph R. Davis, Aluminum and Aluminum alloys, ASM International, 1993.
- [20] T.V. Atamanenko. D.G. Eskin. On the mechanism of grain refinement in Al- Zr- Ti alloys. (2010).
- [21] M A. Cisneros. Valtierra S. Reyna M. Influencia del tratamiento térmico sobre la morfología de la fase eutéctica rica en silicio y el tamaño de grano; impacto sobre las propiedades mecánicas en piezas automotrices elaboradas de una aleación Al-Si. ITS, XXI congreso internacional de metalurgia y materiales. 1999.
- [22] Heat Treating of Aluminium Alloys, Metals Handbook 9a Edition, Vol.4, ASTM 1981.
- [23] Aldrete Soria Elias, Disolución de la fase teta en una aleación Al-Si con tres diferentes contenidos de cobre, Tesis de Maestría, Universidad Autónoma de Nuevo León, Facultad de ingeniería Mecánica y Eléctrica, 2002
- [24] Metals Handbook 9a edition, Aluminum Foundry Products. Volume 2, ASM, 1979.
- [25] Rollason E C, Metallurgy Engineers, Edward Arnold Ltd., 4th Edition, 1980.
- [26] Miklós Tisza, Physical Metallurgy for engineers, ASM International, 2002
- [27] Y. Nagai. M. Murayama. Role of vacancy solute complex in the initial rapid age hardening in an Al- Cu- Mg alloy. (2001)
- [28] Peiser H., Rooksby H., Wilson A.J. X ray diffraction by polycrystalline materials. Chapman & Hall. UK
- [29] Ungár T, Microstructural parameters from X-ray diffraction peak broadening, Scripta MATERIALIA, ELSEVIER, 2004.
- [30] Ing. Alma Graciela Esmeralda Gómez, Propiedades Mecánicas en aleaciones de aluminio vaciadas desde temperatura ambiente hasta 300°C, Tesis, Universidad Autónoma de Nuevo León, Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, 2012.
- [31] C. Efrén Alejandro. Estudio de la Influencia del Sr y los parámetros de envejecimiento sobre las propiedades mecánicas de una aleación Al-Si con 2.5% de Cu. Universidad Autónoma de Nuevo León. Octubre 2006.
- [32] José Luis Cavazos, Rafael Colás, Quench sensitivity of a heat treatable aluminum alloy, Materials Science & Engineering, 2003.
- [33] O. Novelo-Peralta, G. González, G.A. Lara-Rodriguez, Characterization of Precipitation in Al-Mg-Cu alloys by X-ray diffraction peak broadening analysis. ELSEVIER, 2007.
- [34] J. Campbell. Modification of Al-Si alloys. Schaumburg, IL USA. AFS Proceedings 2011.
- [35] M. F. Ibrahim, E. Samuel, A. M. Samuel. Mechanical properties of Al- Si-Cu-Mg cast alloys: effects of tramp elements. Schaumburg, IL USA. AFS Proceedings 2011

- [36] S.B. Ghanti, E. A. Druschitz. The effect of solidification under pressure on the porosity and mechanical properties of A206-T6 cast aluminum alloy. Schaumburg, IL USA. AFS Proceedings 2011
- [37] J.A. Taylor, D.H. St. John, J. Barresi y M. J. Couper, Mater. Sci. Forum 331-337 (2000) 277-282.
- [38] G. Gustafsson, T. Thorvaldsson y G.L. Dunlop, Metallurgical Transactions A 17A, 1 (1986) 45-52.
- [39] G. K. Sigworth, Understanding Quality in Aluminum Casting, Fonseco Cleveland OH, USA. AFS Proceeding 2011.
- [40] H. R. Ammar. A. M. Samuel and F. H. Samuel. Effects of Mg additions, Sr-modification and solidification rate on the tensile properties and quality index of 359 type Al-Si-Mg casting alloys. Schaumburg, IL USA. AFS Proceedings 2011.
- [41] A. M. Samuel, J. Gauthier, F. H. Samuel. Microstructural Aspects of the Dissolution and Melting of Cu₂Al phases in Al-Si alloys during solution Heat Treatment.
- [42] M. F. Ibrahim, E. Samuel, A. M. Samuel. Mechanical properties of Al- Si-Cu-Mg cast alloys: effects of tramps elements. Schaumburg, IL USA. AFS Proceedings 2011.
- [43] A. Hernandez García, A. Garcia Hinojosa. Effect of alloying elements on the segregation of complex phases in A356 alloying adding Mg, Cu, Ni and Sr as modifier, using thermal analysis and characterization microstructural. Aluminum alloys: fabrication, characterization and applications. TMS, 2008.

Lista de Figuras

Figura	Nombre	Página
2.1	Creación de Interface Cuando el Si forma un sólido a través de un liquido.	14
2.2	Energía libre total de un sistema solido – líquido.	15
2.3	Nucleación heterogénea .	16
2.4	Crecimiento dendrítico en la interfase	17
2.5	Diagrama de fase Al-Si.	21
2.6	Modificación de eutéctico Al-Si	22
2.7	Diagrama de fase Al-Ti.	24
3.1	Diagrama para análisis de endurecimiento por precipitación de las aleaciones de Al.	29
4.1	Relación entre ángulo de Bragg y distancia entre planos atómicos.	32
4.2	Cambio dimensional de aleaciones de Al durante tratamiento térmico de envejecido.	36
5.1	Dimensiones de molde utilizado para vaciado de muestras.	37
5.2	Perfil de solidificación registrado en lingotes de las aleaciones de Al.	39
5.3	Diagrama de Flujo experimental	40
5.4	Muestras de las Aleaciones de Al.	41
5.5	Esquema de tratamiento térmico de la aleación 206.	42
5.6	Esquema de tratamiento térmico de la aleación 319.	42

5.7	Esquema de tratamiento térmico de la aleación A356 y A356+Cu.	43
5.8	Mufla Felisa.	44
5.9	Termopar Tipo “K” y termómetro.	44
5.10	Microdurómetro Shimadzu.	45
5.11	Durómetro Wilson.	46
5.12	Microscopio óptico y SEM.	46
5.13	Equipo de Difracción de rayos X.	47
6.1	Variación de la microdureza en función del tiempo de envejecido de la aleación 206.	49
6.2	Micrografías Aleación 206.	51
6.3	Imágenes de SEM Aleación 206.	52
6.4	Mapeo aleación 206.	53
6.5	Análisis químico puntual aleación 206.	54
6.6	Variación de la posición angular del pico característico {311} en función del tiempo de envejecido a 170 y 240°C de la aleación 206.	55
6.7	Variación del parámetro de red de la matriz de aluminio de la aleación 206 en función de la temperatura de envejecido.	57
6.8	Variación de la microdureza en función del tiempo de envejecido de la aleación 319.	58
6.9	Micrografías Aleación 319.	59
6.10	Mapeo aleación 319.	60
6.11	Análisis químico puntual aleación 319.	61

6.12	Variación de la posición angular del pico característico {311} en función del tiempo de envejecido a 170 y 240°C de la aleación 319.	62
6.13	Variación del parámetro de red de la matriz de aluminio de la aleación 319 en función de la temperatura de envejecido.	64
6.14	Variación de la microdureza en función del tiempo de envejecido de la aleación A356.	65
6.15	Micrografías Aleación A356.	67
6.16	Mapeo aleación A356.	68
6.17	Análisis químico puntual aleación A356.	69
6.18	Variación de la posición angular del pico característico {311} en función del tiempo de envejecido a 170 y 240°C de la aleación A356.	70
6.19	Variación del parámetro de red de la matriz de aluminio de la aleación A356 en función de la temperatura de envejecido.	72
6.20	Variación de la microdureza en función del tiempo de envejecido de la aleación A356+Cu.	73
6.21	Micrografías Aleación A356+Cu.	75
6.22	Mapeo aleación A356+Cu.	76
6.23	Análisis químico puntual aleación A356+Cu.	77
6.24	Variación de la posición angular del pico característico {311} en función del tiempo de envejecido a 170 y 240°C de la aleación	

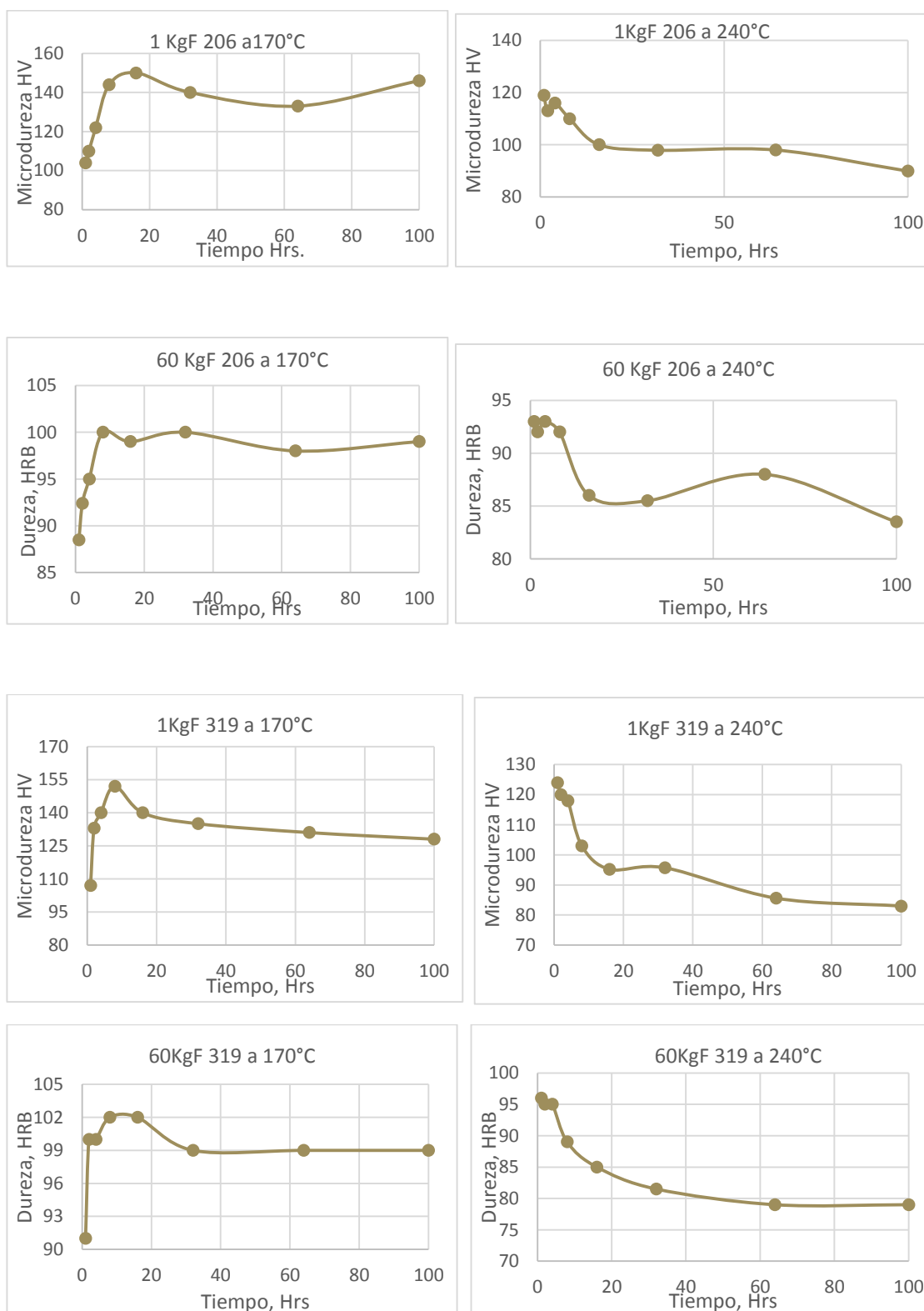
	A356+Cu.	78
6.25	Variación del parámetro de red de la matriz de aluminio de la aleación A356+Cu en función de la temperatura de envejecido.	80
6.26	Resultados generales de microdureza de las aleaciones envejecidas a 170°C.	81
6.27	Resultados generales de microdureza de las aleaciones envejecidas a 240°C.	82
6.28	Resultados de parámetro de red de la matriz de aluminio de la aleación 206 y 319.	84
6.29	Resultados de parámetro de red de la matriz de aluminio de la aleación A356 y A356+Cu.	85
6.30	Resultados generales de parámetro de red de aluminio en función de su temperatura de tratamiento térmico.	86

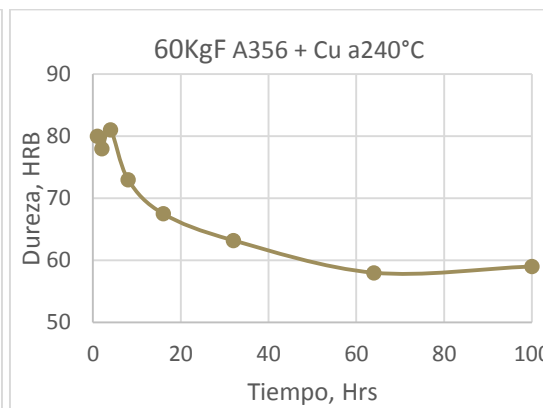
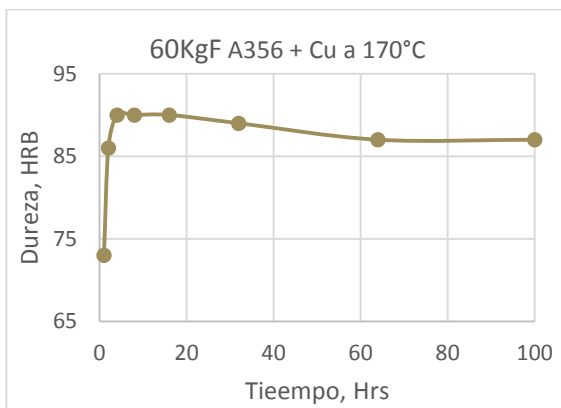
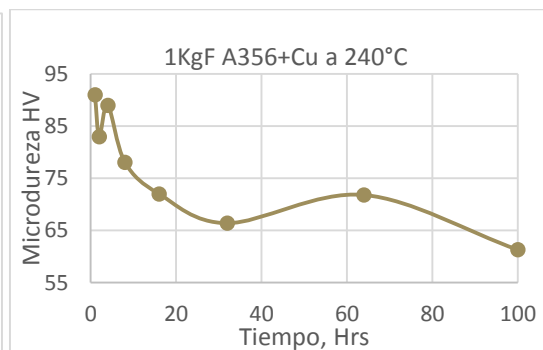
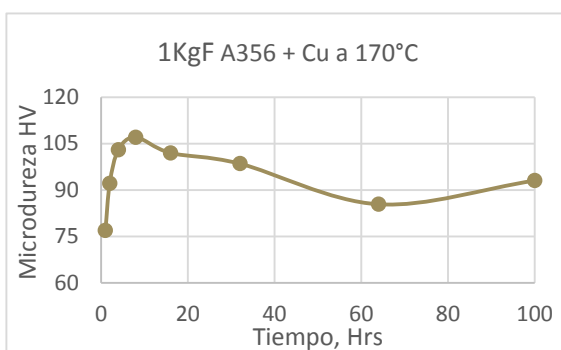
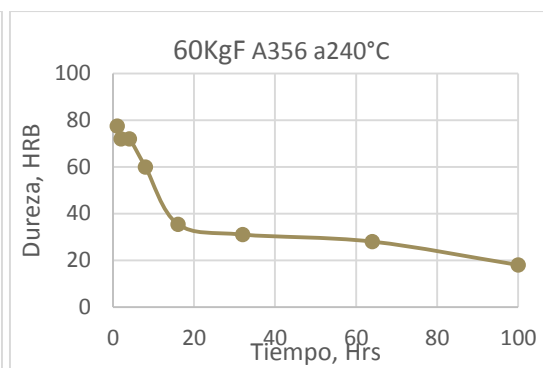
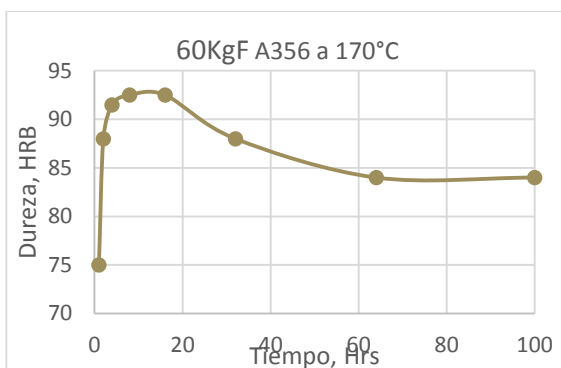
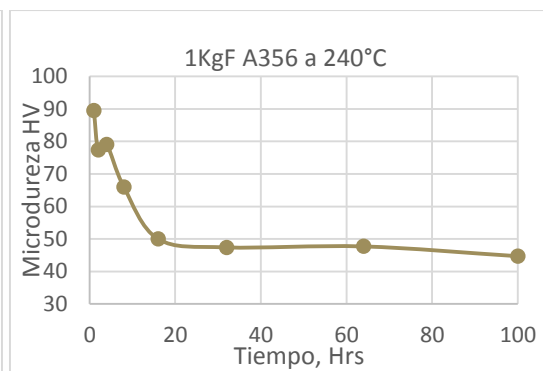
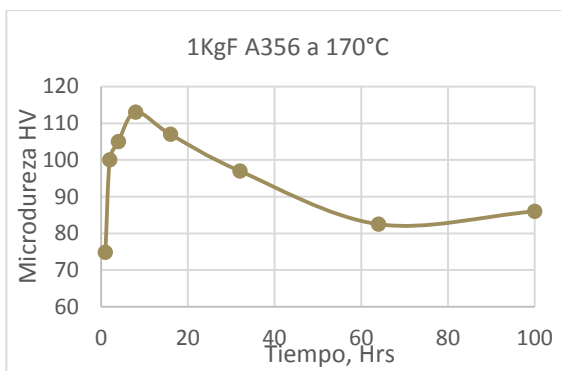
Lista de Tablas

Tabla	Nombre	Pagina
2.1	Aleaciones de Colada de Al-Si más comunes.	18
3.1	Secuencia de precipitación.	31
4.1	Correlaciones típicas entre las aberraciones de los picos de difracción y sus defectos cristalinos.	34
5.1	Composición química teórica de las aleaciones analizadas.	38
5.2	Diseño de Experimento	39
6.1	Composición química de las aleaciones de aluminio.	48
6.2	Condiciones seleccionadas para análisis de difracción de rayos X.	50
6.3	Cambio en la posición angular del pico característico de difracción {311} de la matriz de aluminio de la aleación 206.	56
6.4	Cambios en la posición angular del pico característico de difracción {311} de la matriz de aluminio de la aleación 319.	63
6.5	Cambios en la posición angular del pico característico de difracción {311} de la matriz de aluminio de la aleación A356.	71
6.6	Cambios en la posición angular del pico característico de difracción {311} de la matriz de aluminio de la aleación A356+Cu.	79

6.7	Variación de la posición angular del pico característico de difracción {311} de la matriz de aluminio de las aleaciones analizadas.	83
------------	--	-----------

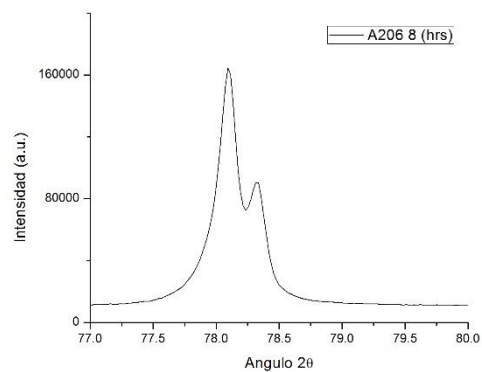
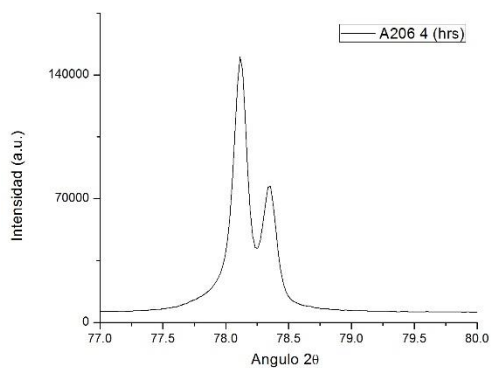
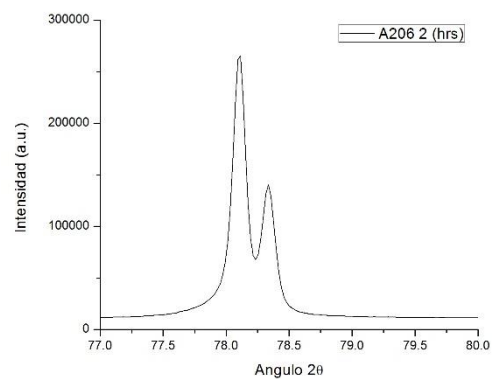
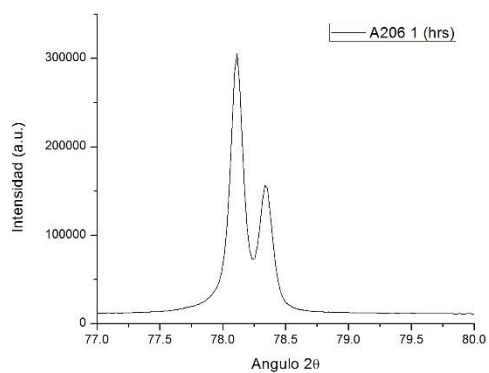
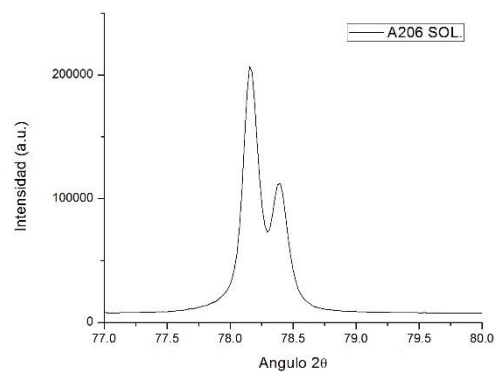
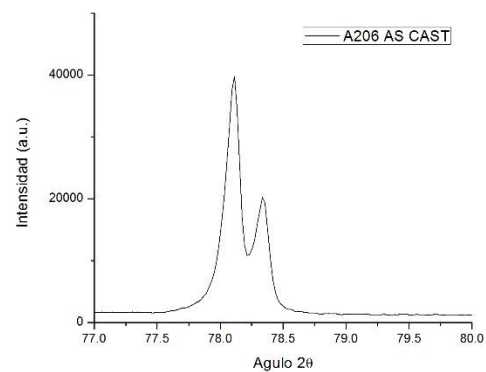
Anexo 1. Graficas de microdureza y dureza de cada aleación.

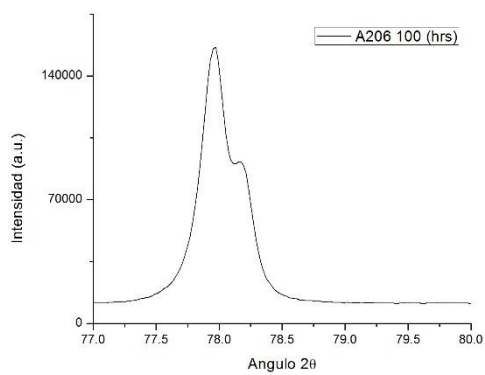
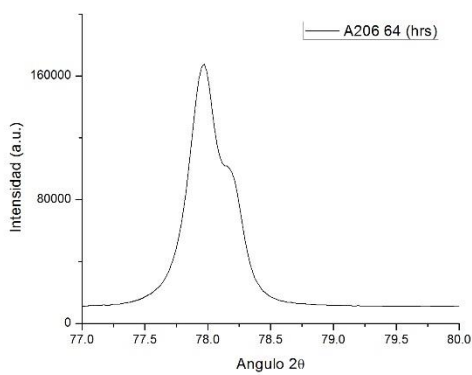
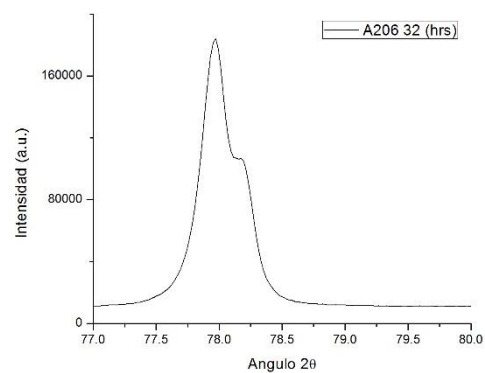
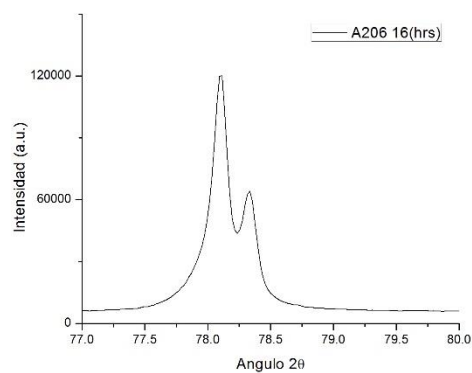




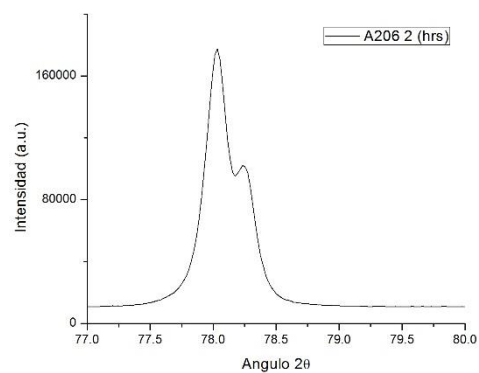
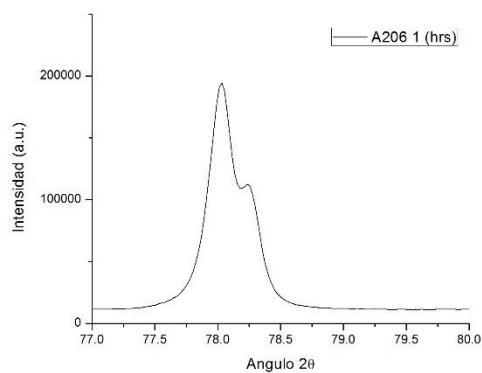
Anexo 2. Difracciones particulares de cada aleación y condición.

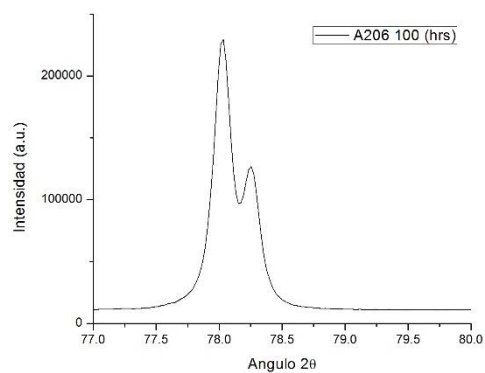
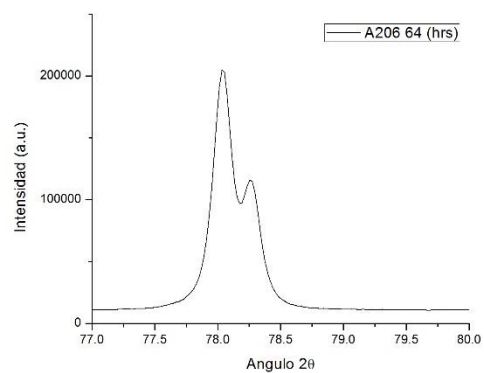
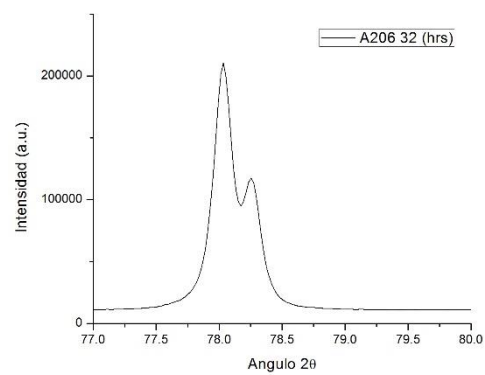
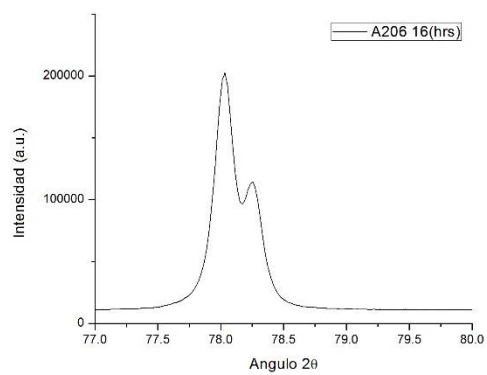
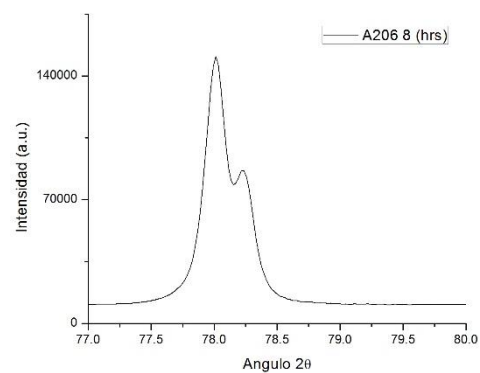
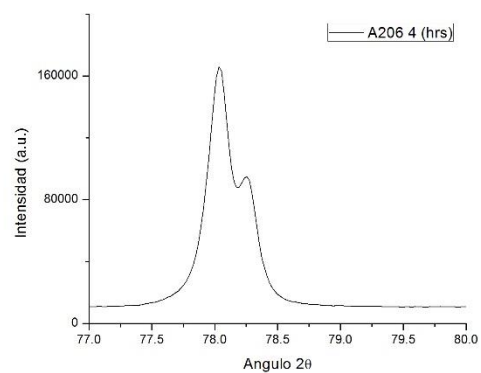
206 a 170°C

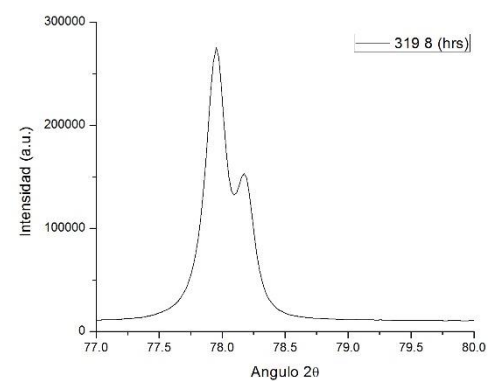
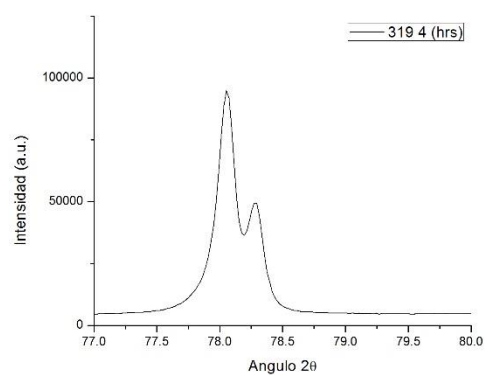
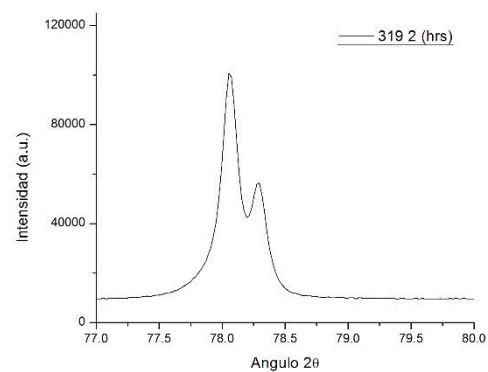
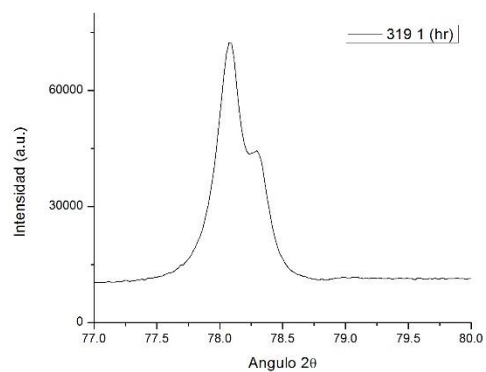
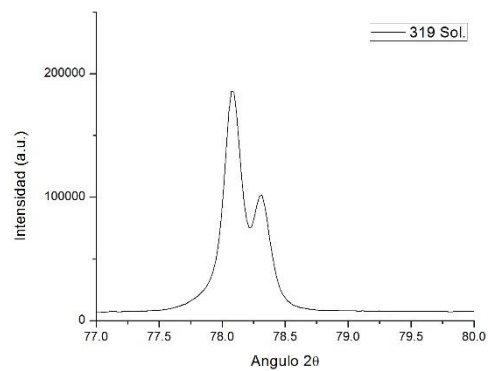
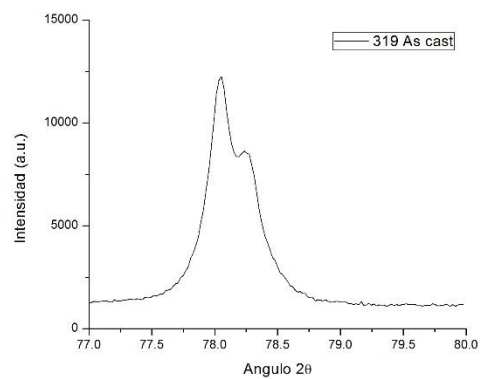


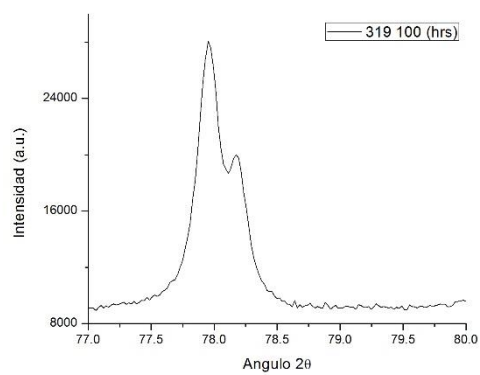
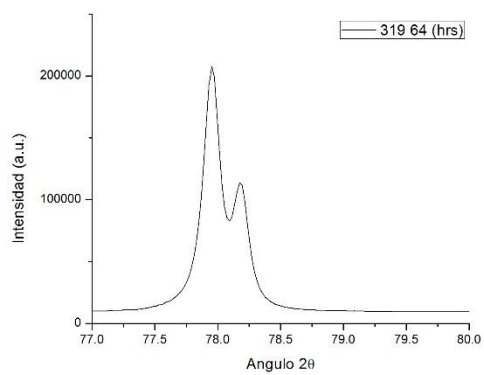
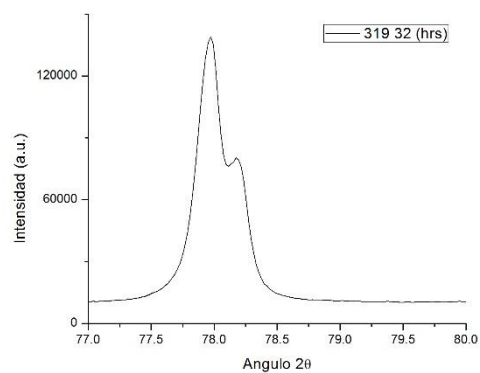
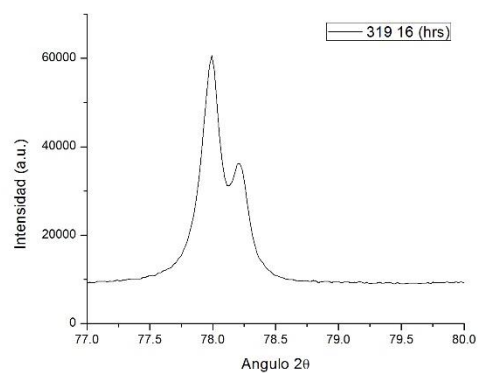


206 a 240°C

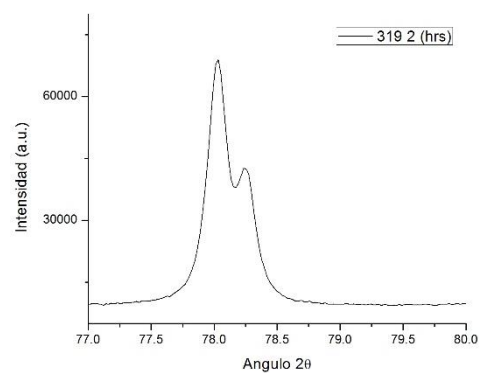
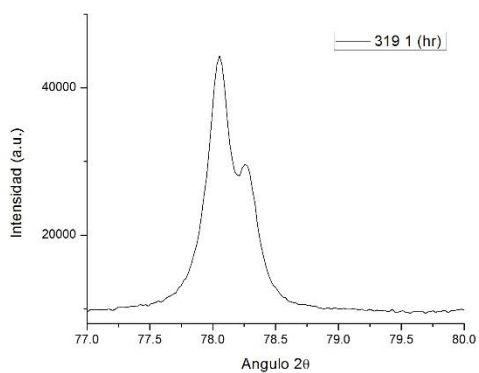


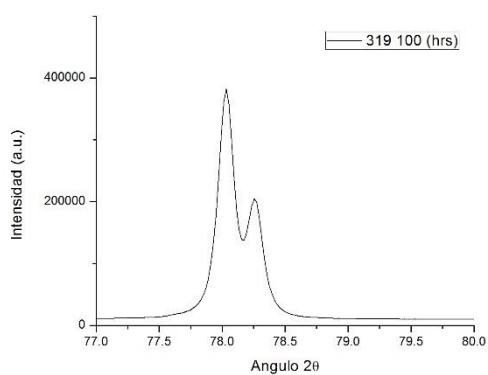
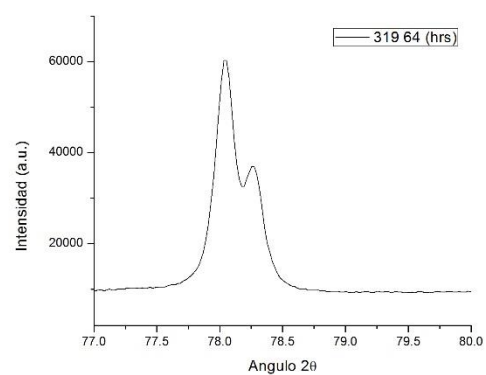
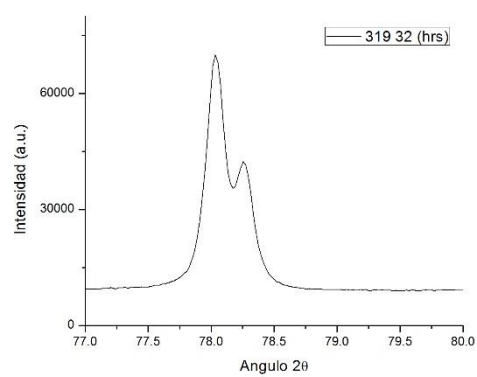
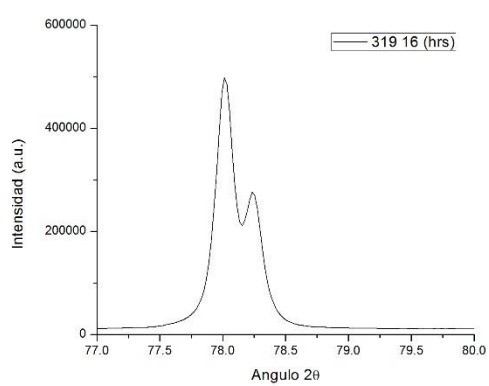
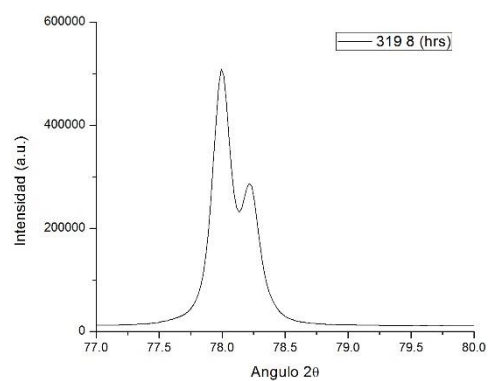
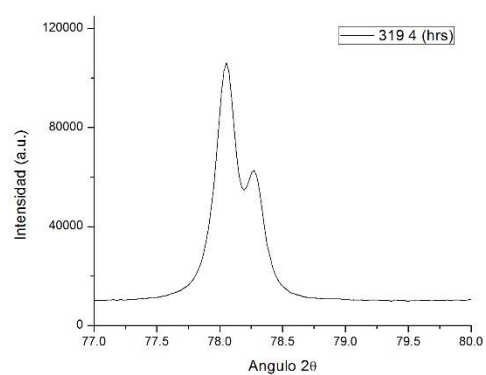


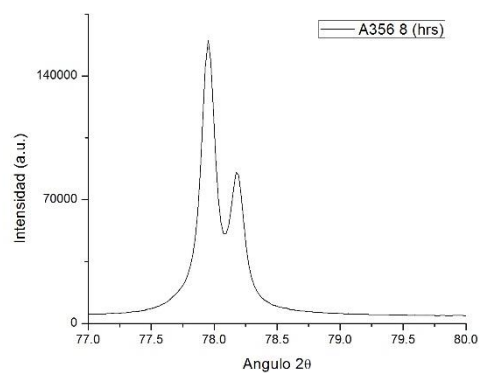
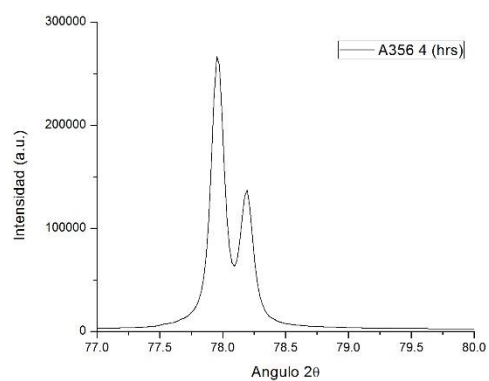
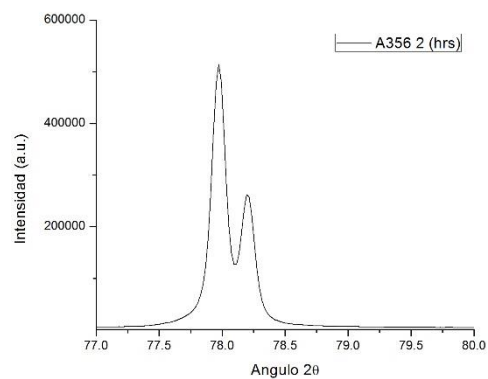
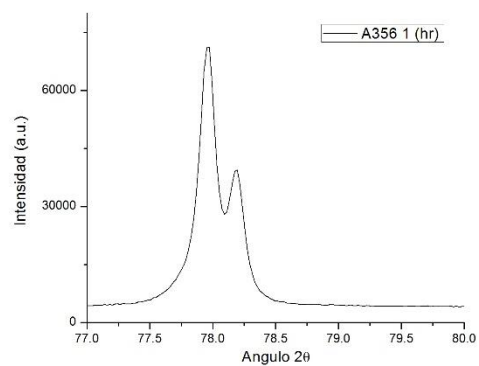
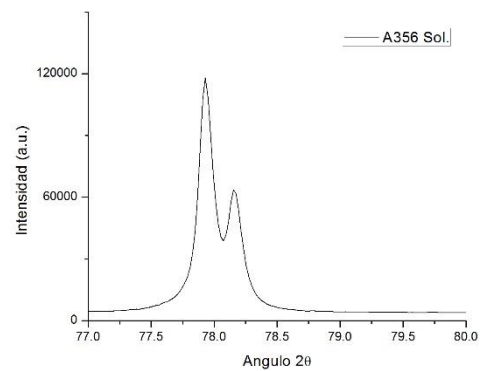
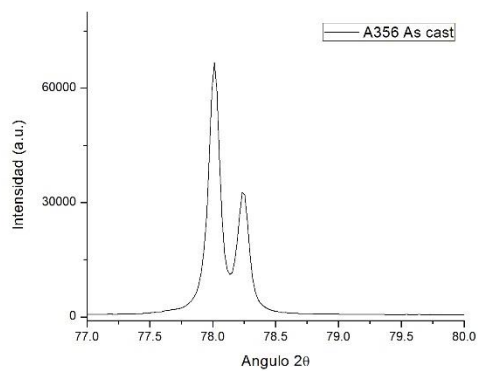
319 a 170°C

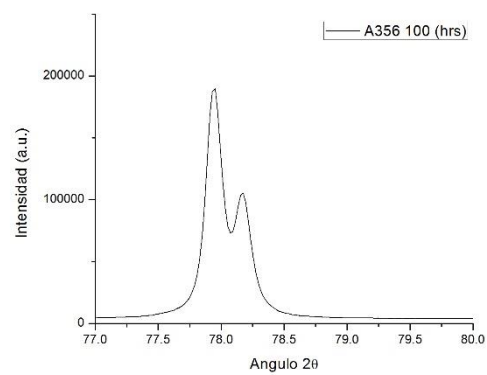
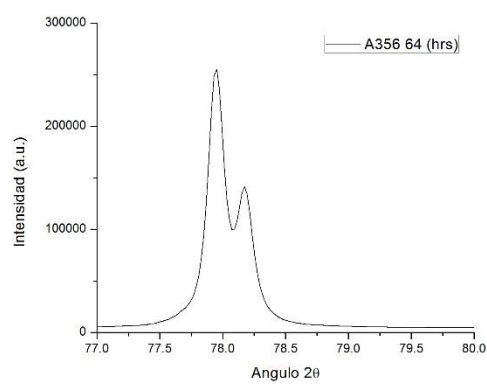
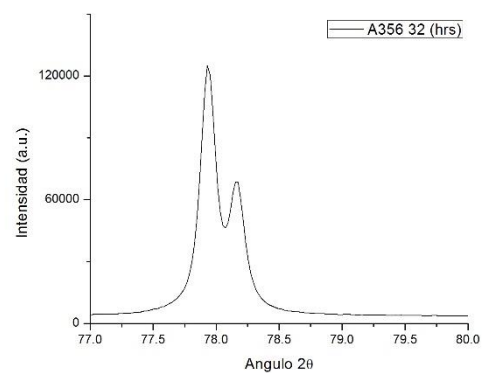
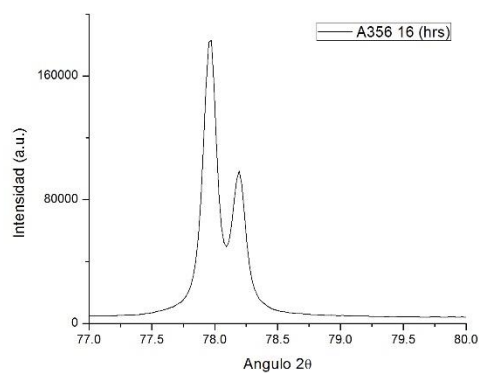


319 a 240°C

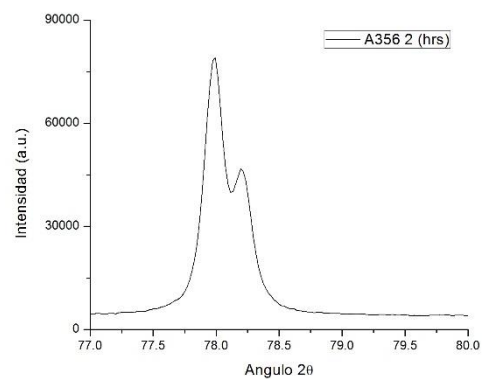
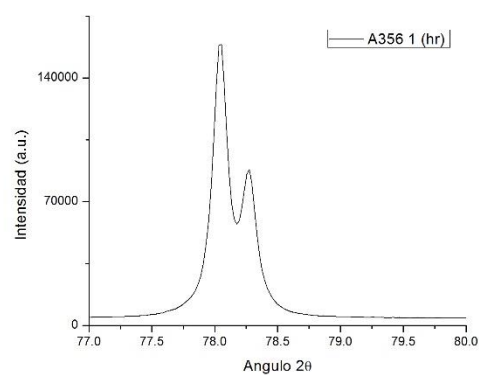


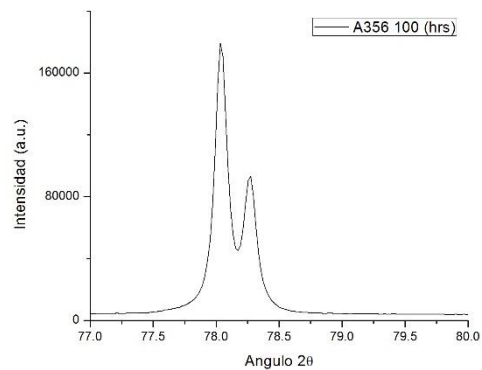
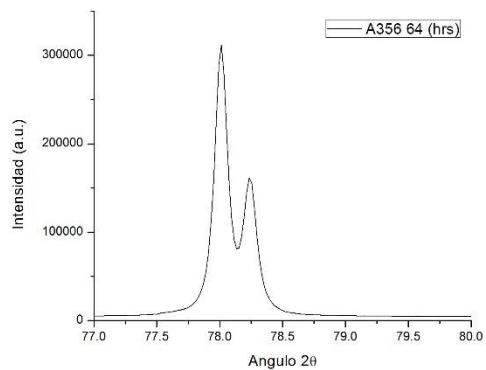
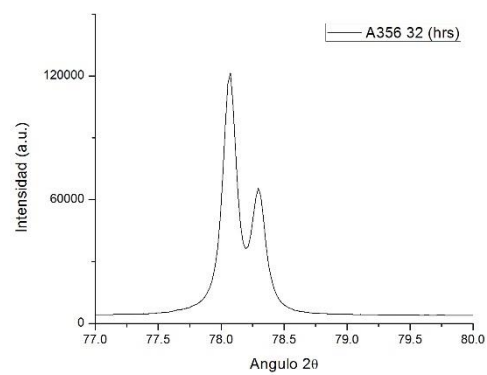
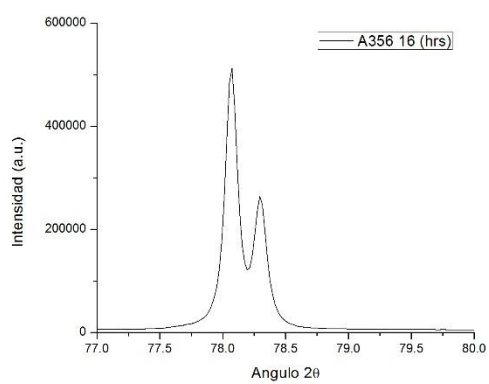
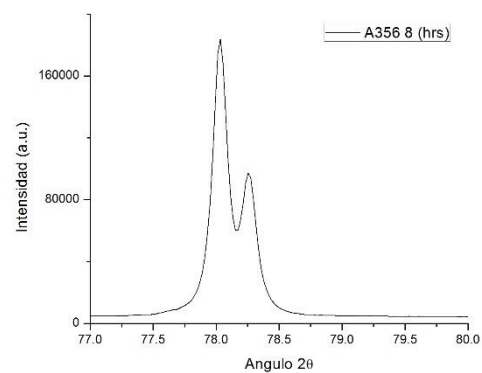
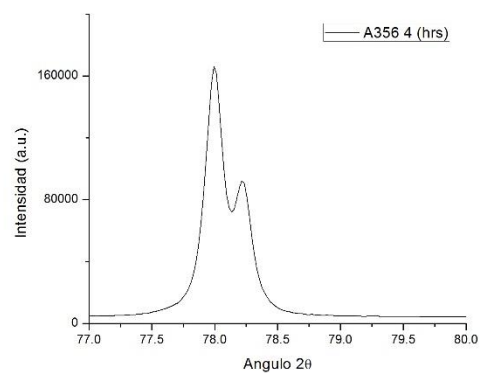


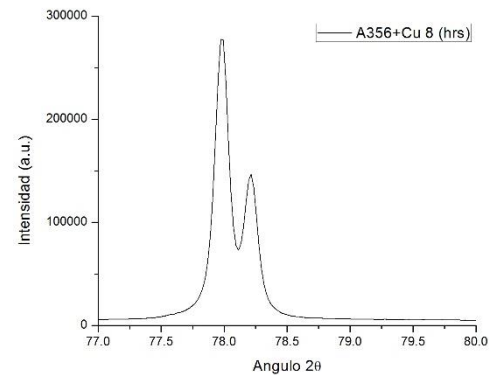
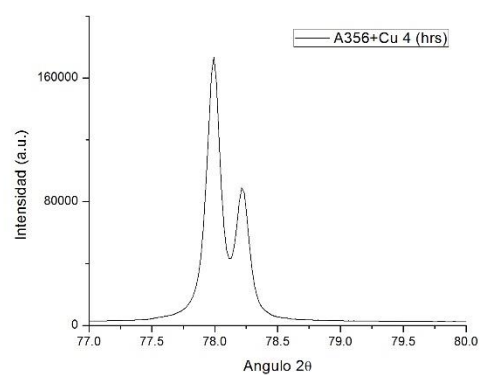
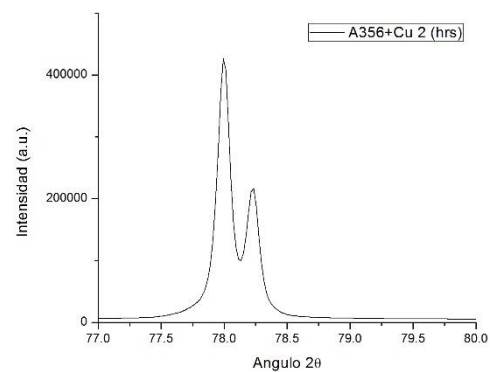
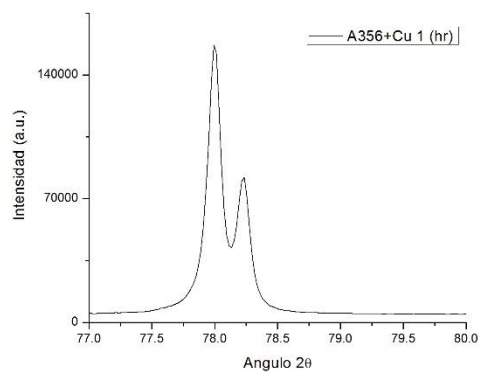
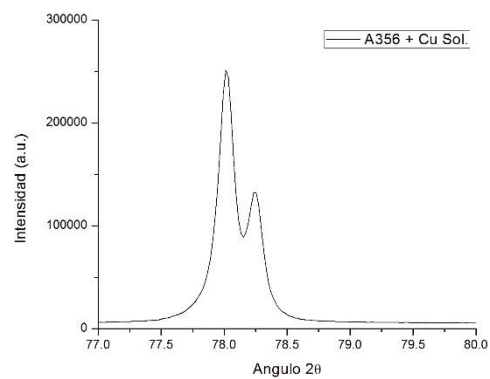
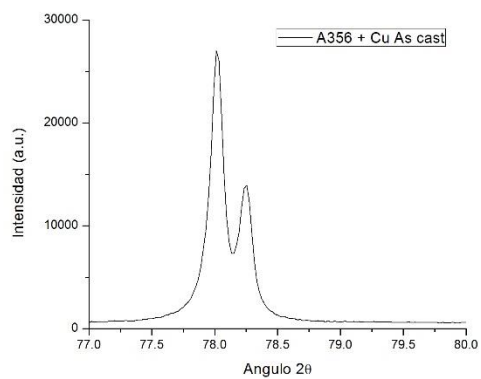
A356 a 170°C

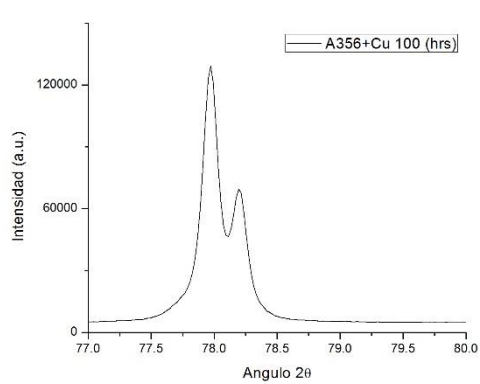
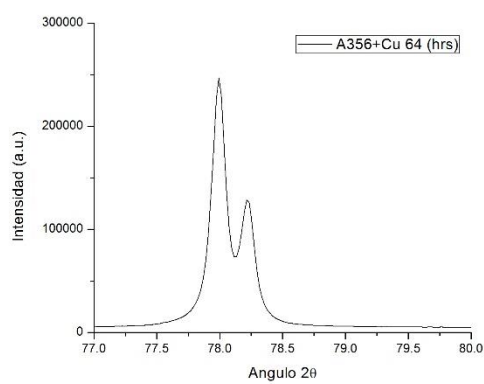
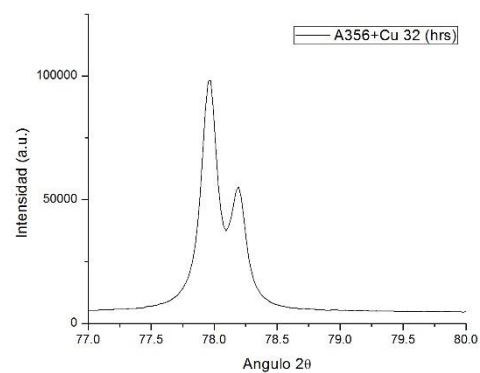
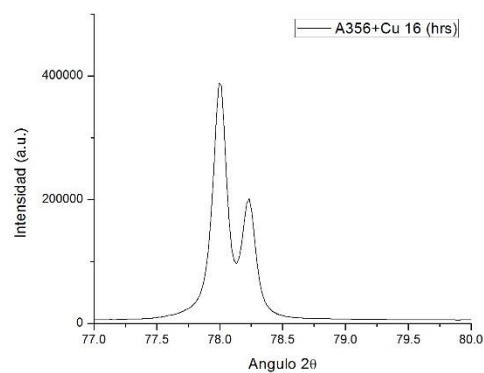


A356 a 240°C





A356+Cu a 170°C



A356+Cu a 240°C

